



**YENİ NESİL YÜKSEK PERFORMANSLI
CuNiSiCo ALAŞIMININ İNCELENMESİ**

**2024
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

Volkan KARAKURT

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI**

**YENİ NESİL YÜKSEK PERFORMANSLI CuNiSiCo ALAŞIMININ
İNCELENMESİ**

Volkan KARAKURT

**Tez Danışmanı
Prof. Dr.Hayrettin AHLATCI**

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Anabilim Dalınız Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Ocak 2024**

Volkan KARAKURT tarafından hazırlanan “YENİ NESİL YÜKSEK PERFORMANSLI CuNiSiCo ALAŞIMININ İNCELENMESİ ” başlıklı bu tezin Programı Seçin olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI
Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 19/01/2024

<u>Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)</u>	<u>İmzası</u>
Başkan : Prof. Dr.Mustafa ACARER (SÜ)
Üye : Prof. Dr.Hayrettin AHLATCI (KBÜ)
Üye : Dr. Öğr. Üyesi İsmail Hakkı KARA (KBÜ)

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Doç. Dr. Zeynep ÖZCAN
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Volkan KARAKURT

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

YENİ NESİL YÜKSEK PERFORMANSLI CuNiSiCo ALAŞIMININ İNCELENMESİ

Volkan KARAKURT

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI

Ocak 2024, 197 sayfa

Günümüz endüstriyel ortamında, yüksek elektrik iletkenliğini sağlayan malzemelerin yanı sıra olağanüstü dayanıklılık ve güce sahip olmaları beklenmektedir. Bu talep, tüketici elektroniği, otomotiv sektörü, telekomünikasyon ve yenilenebilir enerji altyapısı gibi çeşitli sektörlerde ortaya çıkmaktadır. Geleneksel olarak, bakır alaşımları arasında özellikle CuNi₂Si gibi çökeltme ile sertleştirilmiş alaşımlar, elektromekanik bağlantı alanında yaygın olarak kullanılmıştır. Ancak günümüz endüstrisi, endüstriyel uygulamalarda yüksek performanslı bileşenler üretmek adına daha yüksek performanslı malzemeler arayışına girmiştir. Bu bağlamda, Cu-Ni-Si-X alaşımları arasında bilinen Corson alaşımları, elektronik cihazların uygulanmasında aktif olarak kullanılan ve önemli bir yere sahip olan malzemeler olarak öne sunulmuştur. Corson bakır alaşımları, mükemmel iletkenliği korurken aynı zamanda endüstriyel uygulamalar için üstün mekanik ve fiziksel özellikleri sağlayan bir bakır-nikel-silikon sistemini temsil eder. Bu alaşımlar, Ni₂Si fazının çökeltilmesi ile yaşlandırmayla

sertleşebilen malzemelerdir. Ni_2Si fazının çökmesi, mükemmel bir mukavemet/elektriksel iletkenlik dengesi ve bükülebilirlik sağlar, bu nedenle çeşitli elektronik cihazlarda kullanılmaktadır. Ancak, elektronik cihazların küçülmesi ve hafiflemesiyle birlikte, bu malzemelerin mukavemetinin daha da artırılması gerekliliği ortaya çıkmıştır. Bu noktada, CuNiSiCo alaşımı devreye girerek geleneksel çökeltme sertleştirme sistemlerini geride bırakmaktadır. CuNiSiCo alaşımı, Co_2Si fazını içererek, Co ile güçlendirilmiş bir yapı sunmaktadır. Bu özellikler sayesinde, yüksek mukavemet, üstün yük taşıma kapasitesi, korunan iletkenlik, dayanıklılık, gelişmiş aşınma direnci ve termal stabilite gibi avantajlara yol açmaktadır. CuNiSiCo alaşımı, elektromekanik bağlantılar, soğutucular, yaylar ve üst düzey elektronikler gibi zorlu uygulamalar için ideal bir yüksek performanslı bakır alaşımı olarak kabul edileceği araştırmacılar tarafından bahsedilmektedir. Cu-Ni-Si alaşım sistemine kobalt ilavesi, bu alaşımın sağladığı gelişmiş özellikleri daha da artırarak çeşitli endüstrilerde yeni nesil, yüksek performanslı bakır alaşımlarının önünü açacağı değerlendirilmektedir. Bu nedenle, CuNiSiCo alaşımı, günümüz endüstri ihtiyaçlarına uygun bir çözüm olacağı araştırmacılar tarafından son zamanlarda geniş bir şekilde araştırılmaktadır.

Bu çalışmada, Cu-Ni-Si alaşım sistemine kobalt (Co) ilavesinin CuNiSiCo alaşımının mekanik özellikleri, elektriksel iletkenliği, mikroyapısı, aşınma dayanımı ve korozyon davranışına olan etkilerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla, kokil kalıba döküm yöntemi kullanılarak geleneksel $CuNi_2Si$ alaşımı ile Corson alaşımı grubuna ait CuNiSiCo alaşımı üretilmiş ve ardından bu iki farklı alaşım birbirleriyle karşılaştırılmıştır. Sıvı ergiyik yöntemi ile üretilen alaşımlar şahmerdan ile sıcak dövme işlemine tabi tutulmuş ve ardından çözeltiye alınıp su verilmiştir. Su verilmiş alaşımlar 3 farklı sıcaklıkta (450, 500 ve 600°C) ve 4 farklı sürede (2, 4, 6 ve 8 saat) yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmıştır. Her iki alaşımda döküm durumunda, dövme sonrasında, çözeltiye alınıp su verme sonrasında ve her yaşlandırma ısıl işlem parametrelerinde optik mikroyapı görüntüleri incelenmiştir. Ayrıca, alaşımların döküm hali ve optimum yaşlandırma parametresine tabi tutulmuş hallerinin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri incelenmiş ve EDX analizi yapılmıştır. Her iki alaşımın döküm, dövme, su verme ve yaşlandırma ısıl işlem parametrelerinde sertlik ve iletkenlik testleri gerçekleştirilmiştir. Alaşımların dövme sonrası ve optimum yaşlandırma ısıl işlem görmüş numunelerine çekme testi uygulanmış ve kırılma

yüzeyleri ayrıntılı bir şekilde taramalı elektron mikroskopunda incelenmiştir. Optimum yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış her iki alaşım için kuru aşınma testi ve potansiyodinamik polarizasyon korozyon testleri gerçekleştirilmiştir.

Çalışma sonucunda, Co içeren CuNiSiCo alaşımının döküm ve çözeltiye alma konumlarında CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha yüksek sertlik gözlemlenirken, sıcak dövme işleminden sonra CuNi₂Si alaşımı daha yüksek sertlik sergilemiştir. Her üç sıcaklıkta ve sürede yapılan yaşlandırma ısıl işleminde CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımından daha fazla sertliğe sahip olduğu belirlenmiştir. CuNiSiCo alaşımının bu sertlik artışının kobalt elementinin yaşlandırma ısıl işlemi sırasında mikroyapı görüntülerinde de gözlemlenen Co₂Si ve CoSi intermetaliklerinin çökmesinden kaynaklı olduğu belirlenmiştir. CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına göre %34 daha fazla akma dayanımına, %29 daha yüksek çekme mukavemetine sahip olduğu belirlenmiştir. 5N, 10N ve 20N yük altında yapılan aşınma testinde CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına kıyasla aşınma direncinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Aynı zamanda her üç yük altında yapılan aşınma testinde CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha düşük sürtünme katsayısına sahip olduğu belirlenmiştir. Alaşımların korozyon test sonuçlarında CuNiSiCo alaşımının korozyona daha fazla dirence sahip olduğu değerlendirilmiştir. Sonuçlar genel olarak incelendiğinde, CuNiSiCo alaşımı birçok önemli açıdan CuNi₂Si'yi geride bırakan yüksek performanslı bir malzeme olarak ortaya çıkmaktadır.

Anahtar Sözcükler : Corson Alaşımı, Bakır Alaşımı, Cu-Ni-Si, CuNi₂Si, CuNiSiCo, Aşınma, Korozyon.

Bilim Kodu : 91518

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

INVESTIGATION OF THE NEW GENERATION HIGH PERFORMANCE

CuNiSiCo ALLOY

Volkan KARAKURT

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Metalurgy and Material Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI

January 2024, 197 pages

In today's industrial environment, they are expected to have exceptional durability and strength, as well as materials that provide high electrical conductivity. This demand is emerging in various sectors such as consumer electronics, automotive sector, telecommunications and renewable energy infrastructure. Traditionally, precipitation-hardened alloys, especially CuNi₂Si among copper alloys, have been widely used in the field of electromechanical connection. However, today's industry has started to search for higher-performance materials in order to produce high-performance components in industrial applications. In this context, Corson alloys, known as Cu-Ni-Si-X alloys, are presented as materials that are actively used and have an important place in the application of electronic devices. Corson copper alloys represent a copper-nickel-silicon system that maintains excellent conductivity while at the same time providing superior mechanical and physical properties for industrial applications. These alloys are age-hardenable materials with precipitation of the Ni₂Si phase. The precipitation of the Ni₂Si phase provides an excellent balance of strength/electrical

conductivity and bendability, which is why it is used in various electronic devices. However, with the shrinking and lightening of electronic devices, the need to further increase the strength of these materials has emerged. At this point, the CuNiSiCo alloy comes into play, leaving traditional precipitation hardening systems behind. CuNiSiCo alloy contains a Co_2Si phase and offers a Co-reinforced structure. Thanks to these properties, it leads to advantages such as high strength, superior load-bearing capacity, preserved conductivity, durability, improved wear resistance and thermal stability. CuNiSiCo alloy is mentioned by researchers that it will be considered an ideal high-performance copper alloy for demanding applications such as electromechanical connections, coolants, springs, and high-end electronics. It is estimated that the addition of cobalt to the Cu-Ni-Si alloy system will pave the way for a new generation of high-performance copper alloys in various industries by further increasing the advanced properties provided from this alloy. Therefore, CuNiSiCo alloy has been widely researched recently by researchers, where it will be a suitable solution for today's industry needs.

In this study, it was aimed to determine the effects of cobalt (Co) addition to Cu-Ni-Si alloy system on the mechanical properties, electrical conductivity, microstructure, wear resistance and corrosion behavior of CuNiSiCo alloy. For this purpose, the traditional CuNi₂Si alloy and the CuNiSiCo alloy belonging to the Corson alloy group were produced using the mold casting method, and then these two different alloys were compared with each other. For this purpose, the traditional CuNi₂Si alloy and the CuNiSiCo alloy belonging to the Corson alloy group were produced using the permanent mold casting method, and then these two different alloys were compared with each other. The alloys produced by the liquid melt method were subjected to hot forging process with a hammer and then taken into solution and given water. Quenched alloys were subjected to aging heat treatment at 3 different temperatures (450, 500 and 600°C) and 4 different times (2, 4, 6 and 8 hours). In the case of casting in both alloys, optical microstructure images were examined after forging, after solution and quenching, and in each aging heat treatment parameters. In addition, scanning electron microscope images of the as-cast and optimum aging parameters of the alloys were examined and EDX analysis was performed. Hardness and conductivity tests of both alloys were carried out in casting, forging, quenching and aging heat treatment

parameters. Tensile testing was applied to the post-forging and optimum aging heat-treated samples of the alloys, and the fracture surfaces were examined in detail by scanning electron microscopy. Optimum aging heat treatment was applied, dry wear test and potentiodynamic polarization corrosion tests were performed for both alloys. As a result of the study, higher hardness of CuNiSiCo alloy containing Co was observed compared to CuNi₂Si alloy in casting and solution taking positions, while CuNi₂Si alloy exhibited higher hardness after hot forging process. It has been determined that CuNiSiCo alloy has more hardness than CuNi₂Si alloy in the aging heat treatment process performed at all three temperatures and times. It has been determined that this hardness increase of CuNiSiCo alloy is caused by the precipitation of Co₂Si and CoSi intermetallics, which were also observed in microstructure images during the aging heat treatment process of the cobalt element. It has been determined that CuNiSiCo alloy has 34% higher yield strength and 29% higher tensile strength than CuNi₂Si alloy. In the wear test under 5N, 10N and 20N load, CuNiSiCo alloy was found to have higher wear resistance compared to CuNi₂Si alloy. At the same time, it has been determined that CuNiSiCo alloy has a lower coefficient of friction compared to CuNi₂Si alloy in the wear test performed under all three loads. In the corrosion test results of the alloys, it was evaluated that CuNiSiCo alloy has more resistance to corrosion. When the results are examined in general, CuNiSiCo alloy emerges as a high-performance material that surpasses CuNi₂Si in many important respects.

Key Word : Corson Alloys, Copper Alloys, Cu-Ni-Si, CuNi₂Si, CuNiSiCo, Wear, Corrosion.

Science Code : 91518

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında ve gerçekleştirilmesinde bilgilerini benimle paylaşan, sorularımı cevaplayarak bilimin ışığında beni yönlendiren Sayın Danışmanım Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI'ya teşekkür eder, şükranlarımı sunarım.

Deneysel çalışmalarım sırasında değerli bilgi ve görüşleri ile tezime katkı sağlayan ve mesleki gelişimime büyük katkısı olan Dr. Feriha BİROL ve Yüksek Metalurji ve Malzeme Mühendisi Orçun ZİĞİNDERE'ye teşekkürü bir borç bilirim.

Deneysel aşamada bana destek olan Yüksek Kimyager Talip Çitrak ve Remzi Çağatay Demirci'ye, aşınma testlerindeki katkıları için Ertuğrul Bayram'a, Profilometre Analiz konusundaki rehberliği için Öğretim Görevlisi Ömer Faruk DENİZ hocama, Korozyon test ve süreçlerinde katkıları için Simge BAYHATUN'a şükranlarımı sunarım.

Tez sürecimde her türlü imkanı sağlayan SAĞLAM METAL SANAYİ VE TİCARET A.Ş.'ye ve bu imkanları sunan Hakan KOÇAK'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Projeleri Koordinatörlüğü tarafından KBÜBAP-23-YL-110 proje numarası ile desteklenen tez çalışmam için KBÜ- BAP birimine teşekkür ederim.

En içten teşekkürlerimi, eğitim hayatım boyunca her zaman yanımda olan, desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen, hayattaki en büyük şansım olan annem Sibel KARAKURT ve babam Resul KARAKURT'a iletiyorum.

Sizin desteklerinizle bu süreci başarıyla tamamlamak benim için büyük bir onur. Sonsuz teşekkürler.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vii
TEŞEKKÜR.....	x
İÇİNDEKİLER	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xvi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xxiii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xxv
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	4
BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARI.....	4
2.1. BAKIR VE ALAŞIMLARININ GENEL ÖZELLİKLERİ.....	4
2.1.1. Bakır Ve Bakır Alaşımlarının Mekanik Özellikleri.....	8
2.2.2. Bakır Ve Bakır Alaşımlarının Elektriksel İletkenlik Özellikleri	9
2.3. BAKIR ALAŞIM GRUPLARI	10
2.3.1. Saf Bakırlar.....	12
2.3.2. Yüksek İletkenlikli Bakırlar	12
2.3.3. Bakır Çinko Alaşımları.....	13
2.3.4. Alüminyum Bronzları.....	14
2.3.5. Bakır Kalay Alaşımları	14
2.3.6. Bakır Alüminyum Alaşımları	15
2.3.7. Bakır Silisyum Alaşımları	15
2.3.8. Bakır Nikel Alaşımları.....	16
2.3.9. Bakır Nikel Çinko Alaşımları.....	16
2.3.10. Sert Bakır Alaşımları	17
2.3.11. Özel alaşımlar	18

	<u>Sayfa</u>
2.3.12. Corson Tipi Alaşımlar	18
2.3.12.1. CuNi ₂ Si Alaşımı	20
2.3.12.2. CuNiSiCo Alaşımı	24
BÖLÜM 3	38
BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARININ AŞINMA VE KOROZYON ÖZELLİKLERİ	38
3.1. AŞINMA ÖZELLİKLERİ	38
3.1.1 Temel Aşınma Türleri.....	39
3.1.1.1. Adhesif Aşınma	40
3.1.1.2. Abrasif Aşınma	42
3.1.1.3. Oksidatif Aşınma	43
3.1.1.4. Delaminasyon	45
3.2. KOROZYON ÖZELLİKLERİ.....	46
3.2.1. Koruyucu Oksit Filmin Doğası.....	48
BÖLÜM 4	50
BAKIR ALAŞIMLARININ ERGİTME VE DÖKÜM YÖNTEMLERİ	50
4.1. ERGİTME UYGULAMALARI.....	50
4.1.1. Yakıtle Çalışan Fırınlr.....	50
4.1.2. Elektrikli İndüksiyon Ocakları	51
4.2. DÖKÜM YÖNTEMLERİ.....	52
4.2.1. Kum Döküm	53
4.2.2. Kabuk Kalıba Döküm	53
4.2.3. Kalıcı Kalıp Dökümü.....	54
4.2.4. Chill Döküm	55
4.2.5. Alçı Kalıplama.....	55
4.2.6. Hassas Döküm	56
4.2.7. Basınçlı Döküm	56
4.2.8. Santrifüj Döküm	57
4.2.9. Sürekli Döküm.....	58
BÖLÜM 5	59
BAKIR ALAŞIMLARININ ŞEKİLLENDİRME YÖNTEMLERİ	59

	<u>Sayfa</u>
5.1. EKSTRÜZYON	59
5.2. DÖVME	60
5.2.1. Açık Kalıpta Dövme	61
5.2.2. Kapalı Kalıp Dövme	62
5.2.3. Sıcak Dövme.....	62
5.2.4. Soğuk Dövme	63
5.2.5. Dikişsiz Haddelenmiş Halka Dövme.....	64
5.3. HADDELEME	64
BÖLÜM 6	66
BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER.....	66
6.1. HOMOJENLEŞTİRME	66
6.2. TAVLAMA	68
6.2.1. Dökümlerin Tavlanması	70
6.3. GERİLİM GİDERME	70
6.4. SERTLEŞTİRME.....	71
6.4.1. Su Vererek Sertleştirme ve Temperleme	72
6.4.2. Çökelti Sertleşmesi (Yaşlandırma).....	72
6.4.2.1. Çözeltiyi Alma	73
6.4.2.2. Su Verme	74
6.4.2.3. Yaşlandırma işlemi	74
6.4.3. Spinodal Sertleşen Alaşımlar.....	77
BÖLÜM 7	78
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	78
7.1. ALAŞIM HAZIRLAMA VE DÖKÜM	78
7.2. KİMYASAL ANALİZ (OPTİK EMİSYON SPEKTROMETRESİ)	81
7.3. ŞAHMERDAN İLE SICAK DÖVME.....	82
7.4. ISIL İŞLEM ÇALIŞMALARI	83
7.5. METALOGRAFİK İŞLEMLER.....	86
7.6. XRD (X-İŞİNİ DİFRAKSİYON SPEKTROSKOPİSİ) ANALİZİ	88
7.7. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ	89
7.8. ELEKTRİK İLETKENLİK ÖLÇÜMLERİ.....	90

	<u>Sayfa</u>
7.9. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU	91
7.10. ÇEKME TESTİ	92
7.11. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ	94
7.12. KURU SÜRTÜNME AŞINMA TESTİ	95
7.13. POTANSİYODİNAMİK POLARİZASYON KOROZYON TESTİ.....	97
BÖLÜM 8	99
DENEYSEL ÇALIŞMALARIN SONUÇLARI VE İRDELENMESİ	99
8.1. ÜRETİLEN ALAŞIMLARIN KİMYASAL KOMPOZİSYONLARI	99
8.2. XRD (X-IŞINI DİFRAKSİYONU) ANALİZ SONUÇLARI.....	100
8.3. SERTLİK TESTİ SONUÇLARI.....	101
8.4. ELEKTRİK İLETKENLİĞİ SONUÇLARI.....	106
8.5. MİKROYAPI KARAKTERİZASYON SONUÇLARI	111
8.5.1. Döküm Sonrası Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüleri.....	111
8.5.2. Şahmerdan ile Sıcak Dövme Sonrası Optik Mikroskop Görüntüleri ...	116
8.5.3. Çözeltiye Alma ve Su Verme Sonrası Optik Mikroskop Görüntüleri..	117
8.5.4. Yaşlandırma Sonrası Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüleri.....	119
8.5.4.1. Tane Boyutu Analiz Sonuçları.....	129
8.6. NUMUNELERİN ÇEKME TESTİ SONUÇLARI VE YÜZEY FRAKTOGRAFİSİ.....	131
8.6.1. Çekme Testi Sonuçları.....	131
8.6.2. Fraktografik (Kırılma Yüzeyi) Analizi	136
8.7. YOĞUNLUK ÖLÇÜM SONUÇLARI	144
8.8. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI	145
8.8.1. Sürtünme Katsayısı Sonuçları.....	152
8.8.2. Aşınmış Yüzeylerinin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile İncelenmesi	155
8.9. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI.....	172
BÖLÜM 9	176
GENEL SONUÇLAR	176

	<u>Sayfa</u>
KAYNAKÇA.....	181
ÖZGEÇMİŞ	197

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Bakırın YMK kristal yapısının modeli.	5
Şekil 2.2. Bakır alaşımının kalınlığındaki yüzde azalma ile mekanik özelliklerinin değişimi.....	9
Şekil 2.3. Seçilmiş bakır alaşımları için termal ve elektriksel iletkenlik arasındaki ilişkisi.....	10
Şekil 2.4. Alaşım element etkilerinin şematik gösterimi	12
Şekil 2.5. Yüksek performanslı CORSON alaşımları	19
Şekil 2.6. Bakır ve bakır alaşımlarının elektrik iletkenliğine karşı akma dayanımı	20
Şekil 2.7. Elektrik iletkenliği %10 ila %70 IACS olan bazı yüksek mukavemetli bakır alaşımlarının çekme mukavemeti ve uzaması.....	20
Şekil 2.8. Cu-Ni, Cu-Si, Si-Ni ikili faz diyagramları.....	22
Şekil 2.9. Cu-Ni-Si üçlü sistemini oluşturan ikili faz diyagramları ve nominal alaşım bileşimleri	23
Şekil 2.10. Cu-Ni-Si üçlü sistemin 3'lü faz diyagramı	23
Şekil 2.11. Direnç Kaynağı prosesinin şematik ve endüstriyel kullanım alanı görüntüsü	25
Şekil 2.12. Ni / Co oranının bir fonksiyonu olan alaşım bileşim miktarının elektriksel iletkenliğine etkisi.....	26
Şekil 2.13. 800°C'deki Co-Ni-Si üçlü faz diyagramının izotermal kesiti	27
Şekil 2.14. Ni / Co oranının bir fonksiyonu olan alaşım bileşim miktarındaki solvüs eğrileri	27
Şekil 2.15. Ni ₂ Si ve (Ni, Co) ₂ Si intermetalik fazlarının kristal yapılarının şematik gösterimi	28
Şekil 2.16. (Ni,Co) ₂ Si intermetalik fazın kristal yapısı.....	29
Şekil 2.17. Faz çekirdeklenmesinin ve kabalaşma evrim mekanizması	30
Şekil 2.18. Cu-Ni-Si-X sistem alaşımlarının fiziksel özellikleri	30
Şekil 2.19. Schmid-Fetzer [74] tarafından PANDAT programı kullanılarak Choi'nin parametrelerine dayalı olarak hesaplanan Co-Si faz diyagramı.....	31
Şekil 2.20. Co-Si sistemindeki fazların ve DTA sinyallerinin değerleri.....	31
Şekil 2.21. CuNiSiCo alaşımının şematik mikroyapı görüntüsü	32
Şekil 2.22. Orowan mekanizmasına göre çökelti parçacık boyutu ve hacim oranının akma dayanımı artışı üzerindeki etkisi	33

Şekil 2.23. CuNi1Co1Si alaşımındaki çökeltilerin taramalı elektron mikroskop görüntüsü.....	34
Şekil 2.24. 500 C'de 16 saat yaşlandırılmış Cu-2.8Ni-0.6Si ve Cu-1.4Ni-1.2Co-0.6Si örneklerinin parlak alan görüntüleri ve seçili alan kırınım desenleri (SADP). (a) Parlak alan görüntüsü Cu-2.8Ni-0.6Si, (b) Cu-2.8Ni-0.6Si örneğinin SADP'si; (c) Cu-1.4Ni-1.2Co-0.6Si örneğinin parlak alan görüntüsü; (d) Cu-1.4Ni-1.2Co-0.6Si örneğinin SADP'si	35
Şekil 2.25. 350 °C'de 2 saat yaşlandırılmış Cu-Ni-Si-Co alaşımının çökelmiş fazındaki 3D-APT morfolojisi ve çözünen atom oranı.....	36
Şekil 2.26. CuNi1Co1Si ve farklı bakır bazlı alaşımların yorulma mukavemetleri ..	37
Şekil 3.1. Adhesif aşınma mekanizması	41
Şekil 3.2. Adhesif aşınma ile aşınmış Al-Si alaşımlı yüzey	41
Şekil 3.3. Abrasif aşınma mekanizmaları: mikro kesme, kırılma, yorulma ve tane kopması mekanizması.....	42
Şekil 3.4. Abrasif aşınmaya uğramış bir yüzey görüntüsü.....	43
Şekil 3.5. Aşındırıcı (korozyif) bir madde ile aşınmış bir yüzey arasındaki etkileşim modelleri	44
Şekil 3.6. Oksidatif aşınmaya uğramış yüzey görüntüsü	45
Şekil 3.7. Delaminasyona uğramış aşınmış yüzey görüntüsü	46
Şekil 3.8. Korozyona uğramış bakır boru	48
Şekil 3.9. Bakırda gerçekleşen oyuklaşma korozyonu mekanizması	49
Şekil 4.1. (a) Tipik kaldırma tipi yakıtla çalışan pota fırınının ve (b) bakır alaşımlarının yakıtla çalışan fırınlarda eritilmesi için kullanılan tipik dudak eksenli devirme potasının şematik resimleri.....	51
Şekil 4.2. Pirinç ve bronz alaşımlarının yüksek frekanslı indüksiyonla eritilmesi için eğimli fırının kesit görüntüsü.....	52
Şekil 4.3. Kalıcı kokil kalıbın şematik resmi	55
Şekil 4.4. Santrifüj döküm tipinin şematik görünümü	57
Şekil 4.5. Sürekli döküm prosesinin şematik görünümü.....	58
Şekil 5.1. Ekstrüzyon presinin kesit görünümü	60
Şekil 5.2. Endüstride kullanılan çeşitli dövme prosesleri	61
Şekil 5.3. Dikişsiz haddelenmiş halka dövme prosesi	64
Şekil 5.4. Haddelme şekillendirme yönteminin şematik mikroyapı değişiminin gösterimi	65
Şekil 6.1. Homojenleştirme sıcaklığının C52100 alaşımlı levhanın mekanik özelliklerine etkisi	68
Şekil 6.2. 25 °C'de (75 °F) soğuk haddelenmiş, kalınlıkta %40 azalma gösteren, Cu-5Zn alaşımının mikro yapısı	69

Sayfa

Şekil 6.3. Tavlama ısı işleminin sıcaklık/zaman değişimine göre mekanik özelliklerinin değişimi	70
Şekil 6.4. Çökelti sertleşmesi (yaşlandırma) işleminin faz diyagramı üzerinde gösterimi	73
Şekil 6.5. Çökeltme sertleştirmesinin basamakları	75
Şekil 6.6. Yaşlandırma eğrisi ve mikroyapıdaki değişimin zaman-sıcaklık gösterimi	76
Şekil 7.1. Döküm çalışmalarında kullanılan hammaddeler (a) Sac nikel, (b) CuCo10 Master alaşımı, (c) Saf bakır, (d) Saf silisyum.	79
Şekil 7.2. Kokil kalıbın pürmüz yardımı ile ön ısıtma yapılması.	80
Şekil 7.3. CuNiSi ve CuNiSiCo alaşımlarının döküldüğü St52 kalıbın teknik resimleri.	80
Şekil 7.4. (a) Alaşım üretimi için kullanılan indüksiyon ocağı, (b) Dökümün ara potaya alınması (c) St52 kokil kalıba dökümün gerçekleşmesi.	81
Şekil 7.5. HITACHI optik emisyon spektrometresi.	82
Şekil 7.6. Döküm alaşımlarının sıcak dövme sonrası şekil değişiminin şematik görüntüsü.	83
Şekil 7.7. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının endüstriyel ortamda gerçekleşen sahmerdan ile sıcak dövme prosesi.	83
Şekil 7.8. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarına uygulanan ısı işlem koşullarının gerçekleştiği faz bölgeleri.	84
Şekil 7.9. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarına uygulanan ısı işlem çizelgesi.	85
Şekil 7.10. Isıl işlem proseslerinin gerçekleştiği fırın.	86
Şekil 7.11. Su soğutmalı hassas kesim cihazı.	87
Şekil 7.12. Sıcak bakalite alma cihazı.	87
Şekil 7.13. Otomatik zımparalama ve parlatma cihazı.	88
Şekil 7.14. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının elmas solüsyon ile parlatılmış görüntüleri.	88
Şekil 7.15. XRD cihazı.	89
Şekil 7.16. Rockwell B sertlik ölçüm cihazı.	90
Şekil 7.17. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının (a) megasimens ölçümleri için kullanılan elektriksel iletkenlik test cihazı (b) iletkenlik kalibrasyon numunesi görselleri.	91
Şekil 7.18. Çalışmalarda kullanılan optik mikroskop cihazı.	92
Şekil 7.19. Taramalı elektron mikroskobu (SEM).	92
Şekil 7.20. ASTM E8-8M standardında verilen çekme testi numunesinin teknik resmi.	93

Şekil 7.21. Çekme testlerinin gerçekleştiği cihaz.	93
Şekil 7.22. (a) Talaşlı işlemede işlenen çekme testi numunesi, (b) çekme testi numunesinin boy ölçüsü, (c) ekstansometrenin numuneye takılması ve testin başlaması, (d) çekme testinin son bulup kopmanın gerçekleşmesi	94
Şekil 7.23. Hassas terazi ve yoğunluk ölçüm kiti.	95
Şekil 7.24. Kuru aşınma testlerinin gerçekleştiği cihaz.	96
Şekil 7.25. Numune yüzeyindeki aşınma tipinin ve izinin şematik resmi.	96
Şekil 7.26. Veeco Dektak 8 profilometre cihazı.	97
Şekil 7.27. Potansiyodinamik korozyon testinin şematik görünümü.	98
Şekil 7.28. Alaşımların korozyon hızlarının hesaplandığı Excel veri tabanı.	98
Şekil 8.1. CuNi ₂ Si alaşımının XRD faz analizleri.	100
Şekil 8.2. CuNiSiCo alaşımının XRD faz analizleri.	101
Şekil 8.3. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının döküm, dövme ve çözeltiye alma sonrası sertlik değerleri.	102
Şekil 8.4. 450°C-500°C-600°C’de yaşlandırma işlemine tabi tutulan CuNi ₂ Si alaşımının zamana göre sertlik değişimleri.	103
Şekil 8.5. 450°C-500°C-600°C’de yaşlandırma işlemine tabi tutulan CuNiSiCo alaşımının zamana göre sertlik değişimleri.	105
Şekil 8.6. Elementlerin kütle kesirinin, seçilen elementlerle araştırılan CuNiSiCo alaşımın elektriksel iletkenliği üzerindeki etkisi [76].	107
Şekil 8.7. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının döküm, dövme ve çözeltiye alma sonrası iletkenlik değerleri.	107
Şekil 8.8. 450°C-500°C-600°C’de yaşlandırma işlemine tabi tutulan CuNi ₂ Si alaşımının zamana göre sertlik değişimleri.	108
Şekil 8.9. 450°C-500°C-600°C’de yaşlandırma işlemine tabi tutulan CuNiSiCo alaşımının zamana göre sertlik değişimleri.	109
Şekil 8.10. Kokil kalıba dökülmüş (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının 50X optik mikroskop görüntüleri.	112
Şekil 8.11. Kokil kalıba dökülmüş (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının 300X taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	113
Şekil 8.12. Kokil kalıba dökülmüş CuNi ₂ Si alaşımının 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	114
Şekil 8.13. Kokil kalıba dökülmüş CuNiSiCo alaşımının 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	116
Şekil 8.14. Şahmerdan ile dövülmüş (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının 50X optik mikroskop görüntüleri.	117
Şekil 8.15. Çözeltiye alınmış ve su verilmiş (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının 50X optik mikroskop görüntüleri.	118

Şekil 8.16. CuNi ₂ Si alaşımına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saatlik ısıtım işlemin ardından elde edilen 2kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.....	125
Şekil 8.17. CuNiSiCo alaşımına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saatlik ısıtım işlemin ardından elde edilen 2kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	126
Şekil 8.18. CuNi ₂ Si alaşımına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saatlik ısıtım işlemin ardından elde edilen 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	127
Şekil 8.19. CuNiSiCo alaşımına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saatlik ısıtım işlemin ardından elde edilen 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	129
Şekil 8.20. (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saatlik ısıtım işlemin ardından elde edilen diyagonal tane boyutu analiz görüntüleri.....	130
Şekil 8.21. Maksimum mukavemetin elde edildiği 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımının diagonal tane boyutu analizi ASTM E-112-13 ölçüm grafikleri.....	131
Şekil 8.22. ASTM E8 standardına uygun olarak gerçekleştirilen çekme testleri sonucunda elde edilen (a) 850-925 C° aralıklarında dövülmüş CuNi ₂ Si alaşımı, (b) 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNi ₂ Si alaşımı, (c) 850-925 C° aralıklarında dövülmüş CuNiSiCo alaşımı, (d) 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNiSiCo alaşımının kırılma yüzeyi görüntüleri.....	133
Şekil 8.23. 850-925°C aralıklarında dövülmüş (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımının çekme testi grafikleri.....	134
Şekil 8.24. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımının çekme testi grafikleri.....	135
Şekil 8.25. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNi ₂ Si alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeyinden alınmış 10kX taramalı elektron görüntüsünün EDX analizi.....	143
Şekil 8.26. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNiSiCo alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeyinden alınmış 10kX taramalı elektron görüntüsünün EDX analizi.....	144
Şekil 8.27. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımının yoğunluk ölçüm değerleri.	145
Şekil 8.28. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımının yüke bağlı ağırlık kayıpları.....	147
Şekil 8.29. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımının ağırlık kaybı grafiklerinden hesaplanan aşınma oranı sonuçları.....	148
Şekil 8.30. CuNi ₂ Si alaşımının (a) 5N, (b) 10N ve (c) 20N altında gerçekleşen aşınma yüzeylerinin 3D yüzey topografisi.....	149
Şekil 8.31. CuNiSiCo alaşımının (a) 5N, (b) 10N ve (c) 20N altında gerçekleşen aşınma yüzeylerinin 3D yüzey topografisi.	150

Şekil 8.32. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının aşınmış yüzeylerinin iki boyutlu profilometre görüntüleri (a) 5N, (b) 10N, (c) 20N.....	151
Şekil 8.33. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının aşınmış yüzeylerinin iki boyutlu profilometre görüntülerinden hesaplanan alan ölçümleri.	152
Şekil 8.34. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değerleri (a) 5N, (b) 10N, (c) 20N	154
Şekil 8.35. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 1000m kayma mesafesinde yüke bağlı ortalama sürtünme katsayıları.	155
Şekil 8.36. CuNi ₂ Si alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 64X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve aşınma iz genişliğinin ölçümü.....	156
Şekil 8.37. CuNi ₂ Si alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma izinin (a) 250X (b) 500X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüleri. 156	
Şekil 8.38. CuNi ₂ Si alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 1kX büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	157
Şekil 8.39. CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 59X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve aşınma iz genişliğinin ölçümü.....	158
Şekil 8.40. CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 250X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	159
Şekil 8.41. CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 1kX büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	160
Şekil 8.42. CuNi ₂ Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 64X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve aşınma iz genişliğinin ölçümü.....	161
Şekil 8.43. CuNi ₂ Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 250X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	162
Şekil 8.44. CuNi ₂ Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 1kX büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	163
Şekil 8.45. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 64X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve aşınma iz genişliğinin ölçümü.....	165
Şekil 8.46. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 250X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	165
Şekil 8.47. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 1kX büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	167
Şekil 8.48. Küresel bir aşınma parçacığının oluşumunun şematik görüntüsü [207].	168
Şekil 8.49. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 5 kX büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.	169

Sayfa

Şekil 8.50. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen testin ardından aşındırıcı 100Cr6 Bilyanın 62X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü. 170

Şekil 8.51. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma testinin ardından aşındırıcı 100Cr6 bilyanın (a)Si, (b) Cu, (c) Ni, (d) Fe, (e) Cr, (f) Mn ve (g) Co, elementlerinin EDX-MAP analiz sonuçları. 171

Şekil 8.52. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının polarizasyon tafel eğrileri. 172

Şekil 8.53. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının (a) E_{cor} (V) ve (b) I_{cor} (A/cm²) değerleri. 173

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Bakırın Fiziksel Özellikleri.....	6
Çizelge 2.2. Bakır alaşım tanımlamaları.....	11
Çizelge 2.3. CuNiSi bakır alaşımına farklı oranlarda Si ilavesinin mekanik ve iletkenlik özelliklerine etkisi.....	24
Çizelge 6.1. Çökeltme sertleştirme alaşımlarında karşılaşılan sorunlar ve sorunlara yönelik teşhis parametreleri.....	76
Çizelge 7.1. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşım içeriğinin gram cinsinden miktarı	79
Çizelge 7.2. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımları için hazırlanan dağılayıcı bileşimi ve çalışma durumu.....	88
Çizelge 7.3. ASTM E8-8M Specimen 3'e göre yapılacak çekme testi numunesinin ölçüm standardı.....	93
Çizelge 8.1. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının kimyasal analiz değerleri.....	99
Çizelge 8.2. Kokil kalıba dökülmüş CuNi ₂ Si alaşımının Şekil 8.12'de seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.....	114
Çizelge 8.3. Kokil kalıba dökülmüş CuNiSiCo alaşımının Şekil 8.13'te seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.....	116
Çizelge 8.4. 450°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat süresince çökelti sertleşmesine (yaşlandırma) tabi tutulan CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 200X mikroyapı görüntüleri.....	122
Çizelge 8.5. 500°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat süresince çökelti sertleşmesine (yaşlandırma) tabi tutulan CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 200X mikroyapı görüntüleri.....	123
Çizelge 8.6. 600°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat süresince çökelti sertleşmesine (yaşlandırma) tabi tutulan CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 200X mikroyapı görüntüleri.....	124
Çizelge 8.7. 500°C'de 6 saat yaşlandırılmış CuNi ₂ Si alaşımının Şekil 8.18'de seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.....	127
Çizelge 8.8. 500°C'de 6 saat yaşlandırılmış CuNiSiCo alaşımının Şekil 8.19'da seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.....	129
Çizelge 8.9. CuNi ₂ Si Ve CuNiSiCo alaşımlarının diagonal tane boyutu analiz sonuçları.....	131
Çizelge 8.10. 850-925°C aralıklarında dövülmüş (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının çekme testi sonuçları.....	134
Çizelge 8.11. 500°C'de 6 saat yaşlandırılmış (a) CuNi ₂ Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının çekme testi sonuçları.....	136

Çizelge 8.12. Dövülmüş CuNi ₂ Si alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri	138
Çizelge 8.13. Dövülmüş CuNiSiCo alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri	139
Çizelge 8.14. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNi ₂ Si alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri.....	141
Çizelge 8.15. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNiSiCo alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri.....	142
Çizelge 8.16. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 5N, 10N ve 20N altında gerçekleşen aşınma yüzeylerinin görüntüsü	146
Çizelge 8.17. CuNi ₂ Si alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki Şekil 8.38’de seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.	158
Çizelge 8.18. CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki Şekil 8.41’de seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.	161
Çizelge 8.19. CuNi ₂ Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki Şekil 8.44’te seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.	164
Çizelge 8.20. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki Şekil 8.47’te seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.	167
Çizelge 8.21. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki Şekil 8.49’da seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.	169
Çizelge 8.22. Aşınma testinde kullanılan 100Cr6 çelik bilyanın kimyasal analizi..	170
Çizelge 8.23. CuNi ₂ Si ve CuNiSiCo alaşımlarının Faraday yasasından yararlanılarak hesaplanan mdd ve mmy birimlerinde korozyon hızları değerleri ...	174
Çizelge 8.24. Cu, Ni, Si ve Co elementlerinin oda sıcaklığında katı haldeki tipik bant aralıklarını.....	174

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

$Cu_{eş}$: Bakır eşdeğerliliği
Cu	: Bakır
Ag	: Gümüş
Al	: Alüminyum
Ar	: Argon
Au	: Altın
Cr	: Krom
Zr	: Zirkonyum
Be	: Berilyum
Si	: Silisyum
H ₂	: Hidrojen
Mn	: Mangan
Fe	: Demir
P	: Fosfor
Ti	: Titanyum
α	: Alfa
β	: Beta
Co	: Kobalt
Ni	: Nikel
O	: Oksijen
MS	: Megasiemens
MpA	: Megapaskal
PSI	: İnçkare başına libre
σ	: Normal gerilme
σ_a	: Akma Mukavemeti
ε	: Birim Şekil Değişirme

KISALTMALAR

- XRD : X-Ray Diffraction (X-Işını Difraksiyon spektroskopisi)
- EDX : Energy Dispersive Spectrometry (Enerji Dağılım X Işını Spektrometresi)
- SCC : Stress Corrosion Cracking (Gerilme Korozyonu Çatlaması)
- IACS : International Annealed Copper Standard (Uluslararası Tavlanmış Bakır Standardı)
- OSHA : Occupational Safety and Health Administration (Avrupa İş Sağlığı Ve Güvenliği Ajansı)
- SFE : Stacking Fault Energy (İstifleme Hatası Enerjisi)
- HMK : Hacim Merkezli Kübik
- YMK : Yüzey Merkezli Kübik
- EN : European Norm (Avrupa Normu)
- TS : Türk Standardı
- ASTM : American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)
- Cu-ETP : Copper Electrolytic Tough Pitch (Elektrolitik özlü bakır)
- Cu-OF : Oxygen Free (Oksijensiz Bakır)
- TEM : Transmission Electron Microscope (Geçirimli Elektron Mikroskobu)
- SEM : Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
- OM : Optical Microscope (Optik Mikroskop)

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Bakır, insanlık tarihinde yaklaşık 10 bin yıl önce keşfedilen ve kullanılmaya başlanan önemli bir metaldir. Yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik özellikleri ile korozyon direnci, bilinen özelliklerindedir. Ancak, bakırın düşük mukavemeti, kullanım alanını sınırlamıştır. Bu kısıtlamayı aşmak amacıyla, yaklaşık 5 bin yıl önce bakırın kalay ile alaşımlandırılmasıyla bronz çağı başlamıştır. Günümüzde, bakırın farklı alaşımları, çeşitli mühendislik uygulamalarında en yaygın kullanılan malzeme gruplarından birini oluşturur. Bakır alaşımları, uygulama beklentilerine ve özel özelliklere göre sınıflandırılabilir. Bu sınıflandırmalar arasında yüksek mukavemetli bakır alaşımları, tribolojik özellikleri vurgulanan bakır alaşımları, korozyona dirençli bakır alaşımları ve yüksek iletkenlikli bakır alaşımları bulunmaktadır [1].

20. yüzyıl, büyük ölçüde elektrik enerjisinin her yerde bulunmasıyla desteklenen teknolojik gelişmelerde bir devrime tanık olmaktadır. Karmaşık elektronik cihazlardan güçlü makinelere kadar modern hayatımızın neredeyse her yönü, elektriğin verimli akışıyla iç içe geçmiş durumda. Bu bağımlılık, üstün elektrik iletkenliğine sahip malzemelerin aralıksız arayışını tetikledi ve araştırmacıları mevcut malzemeleri geliştirmeye ve yeni olasılıkları keşfetmeye yöneltti. Devam eden bu arayışın arasında bakır öncü bir malzeme olarak ortaya çıkıyor. Bakırın yüksek elektrik iletkenliği, dövülebilirliği ve sünekliği ile birleşerek elektronik dünyasında temel malzeme olarak yerini sağlamlaştırmıştır. Bununla birlikte, saf bakırın nispeten düşük mukavemet gibi sınırlamaları, tam potansiyelinin ortaya çıkarılması için daha fazla araştırma yapılmasını gerektirmektedir [2].

Yüksek mukavemetli Corson alaşımları, özel mühendislik uygulamalarında kullanılmak üzere tasarlanmış, dayanıklılığı ve sağlamlığı ön planda tutan özel bir metal grubunu ifade eder. Bu alaşımlar, genellikle bakır esaslı olup, çeşitli katkı

maddeleri ile güçlendirilerek özellikle yüksek mukavemet, dayanıklılık ve korozyon direnci sağlamak amacıyla geliştirilmiştir [3]. Yüksek mukavemetli Corson alaşımları, metal endüstrisinde özel uygulamalarda yaygın olarak kullanılmakta olup, özellikle havacılık endüstrisi, savunma sistemleri ve enerji sektörü gibi alanlarda tercih edilmektedir. Bu alaşımların benzersiz özellikleri, karmaşık mühendislik ihtiyaçlarına uyum sağlama kapasitesi ve geniş uygulama yelpazesi, yüksek mukavemetli Corson alaşımlarını endüstriyel ve teknolojik anlamda önemli kılmaktadır [4].

İşlevselliği ve sağlamlığı kusursuz bir şekilde birleştiren malzemelere olan sürekli artan talep, özellikle nikel ve silikonun yanı sıra kobalt içeren Corson alaşımlarına odaklanmıştır. Geleneksel Cu-Ni-Si alaşımları, yüksek mukavemetleri, mükemmel elektrik iletkenlikleri ve iyi anti-stres gevşeme özellikleri nedeniyle elektrik uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır [5]. Son birkaç on yıldır, Cu-Ni-Si alaşımının mikro yapısı, Ni/Si oranının ayarlanması ve alaşımın özelliklerini daha da geliştirmek için ısıtım prosesinin optimize edilmesi yoluyla geliştirilmiştir [6]. Şu ana kadar saf üçlü Cu-Ni-Si alaşımları, 600–800 MPa gibi yüksek bir dayanım ve %30–%45 IACS elektriksel iletkenlik sergilemiştir, ancak bu değerlerin üçlü alaşımların sınırlarına ulaştığı görülmektedir [7]. Bu nedenle, performansın daha da geliştirilebileceği beklentisiyle üçlü Cu-Ni-Si alaşımlarına eser elementlerin eklenmesi yöntemi uygulanmaya konmuştur. Ancak, CuNiSi alaşımları etkileyici bir elektriksel iletkenlik ve mekanik mukavemet karışımına sahipken, zorlu yük taşıma koşulları altındaki sınırlamaları daha fazla araştırmayı gerektirmektedir [8].

Kobaltın CuNiSi matrisine stratejik olarak eklenmesi, yeni bir potansiyel malzemenin önünü açmaktadır. Olağanüstü güç ve sertliğiyle tanınan kobalt, alaşımın mekanik strese karşı direncini artıran güçlü bir takviye maddesi görevi görmektedir. Mikroyapı içindeki varlığı, tanınmış Ni_2Si çökeltilerinin yanı sıra, özellikle Co_2Si olmak üzere ek intermetalik bileşiklerin oluşumunu destekler. Bu takviyeler, dislokasyon hareketi için karmaşık barikatlar görevi görerek plastik deformasyonu etkili bir şekilde engeller ve alaşımın mekanik strese karşı direncini artırır. Aynı zamanda, Co elementinin Cu-Ni-Si alaşım sistemine eklenmesi, yüksek ısı direnci stabilitesi sağlayan $(Ni, Co)_2Si$ çökeltme fazı oluşturmaktadır; bu spesifik faz, malzemenin yüksek sıcaklıkta

yumuşama direncini, ısı mukavemetten ödün vermeden önemli ölçüde artırmaktadır [9] [10].

Konveksiyonel CuNiSiCo alaşımı ile geleneksel olarak kullanılan CuNi₂Si alaşımı karşılaştırıldığında, yüksek performanslı CuNiCoSi alaşımı çeşitli mukavemet ölçümlerinde önemli gelişmeler göstermektedir. Akma mukavemeti ve nihai çekme mukavemeti değerlerinde %20'yi aşan önemli artışlar görülmektedir. Bu dikkate değer başarı, kobaltın stratejik etkisini vurgulayarak, alaşımın elektriksel iletim yeteneğini koruyarak daha büyük yükleri kaldırabilme yeteneğini ortaya koymaktadır [10].

Bu araştırma, geleneksel CuNi₂Si alaşımının yerine geçecek ve teknolojik açıdan önemli bir gelişme olan CuNiSiCo alaşımının ortaya çıkışı ile ilgili yapılmıştır. Yüksek mukavemet, yüksek iletkenlik ve yüksek aşınma direncine sahip bu yüksek performanslı malzemenin, özellikle son yıllarda artan teknolojik talepleri karşılamada etkili bir çözüm olabileceği araştırmacılar tarafından öngörülmektedir. Bu çalışmanın amacı, Cu-Ni-Si alaşım sistemine yapılan Co ilavesinin, CuNiSiCo alaşımının mekanik özellikleri, mikroyapısı, aşınma ve korozyon direnci üzerindeki etkilerini belirlemektir. Bu bağlamda, endüstrinin geleneksel olarak kullandığı ticari CuNi₂Si alaşımı ile yeni nesil yüksek performanslı CuNiSiCo alaşımı, indüksiyonla ergitme yöntemi kullanılarak üretilmiş ve ardından sıcak dövme işlemlerine tabi tutulmuştur. Her iki alaşımın üretim süreçlerinde, her aşamada sertlik ve iletkenlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Dövme sonrası ve optimum yaşlandırma parametreleri uygulanmış numuneler üzerinde çekme testleri yapılmıştır. Ayrıca, her iki alaşımın optimum yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş numunelerinde aşınma testleri ile aşınma direnci ve sürtünme davranışındaki değişimler, korozyon testleri ile korozyon dayanımındaki değişim, optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu yardımıyla mikroyapıdaki değişimler incelenmiştir. Isıl işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları detaylı bir şekilde analiz edilerek, ısı işlemlerin sertlik, iletkenlik, mukavemet, aşınma ve korozyon direnci üzerindeki etkileri belirlenmiştir.

BÖLÜM 2

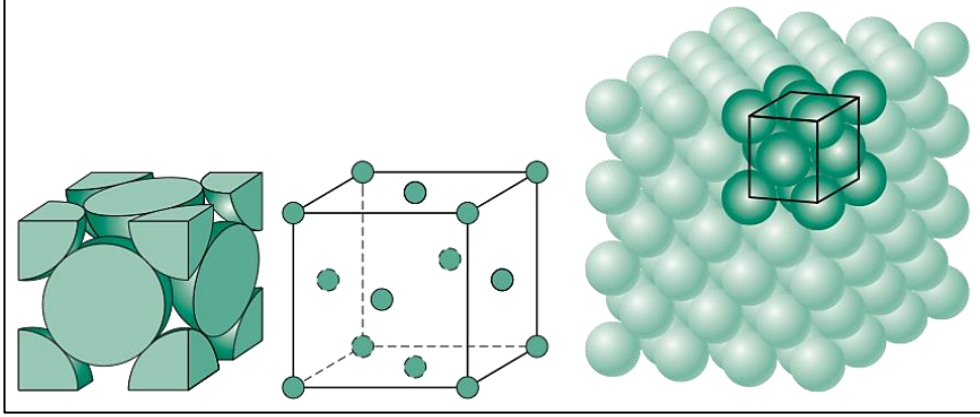
BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARI

2.1. BAKIR VE ALAŞIMLARININ GENEL ÖZELLİKLERİ

Atom numarası 29 olan ve atom ağırlığı 63.54 olan bakır, yüz merkezli kübik bir kristal yapı sergiler. Bakır bir geçiş elementidir ve asil bir metal olduğundan, gümüş ve altıninkine benzer doğal özelliklere sahiptir. Mükemmel iletkenliği, işlenebilirliği, korozyon direnci ve biyoışlevselliği, bakırın temel kökenlerinden kaynaklanmaktadır. Bakır, nikel, çinko, kalay ve alüminyum gibi diğer elementler için yüksek bir çözünürlüğe sahiptir. Bu katı çözelti alfa (α) fazı, bakır alaşımlarının sergilediği yüksek süneklikten sorumludur. Çözünürlük sınırının ötesindeki alaşım ilaveleri, hacim merkezli bir kübik (bcc) yapı sergileyen beta (β) fazı ile sonuçlanır. Bu β fazı yüksek sıcaklık stabilitesine sahiptir ve $\alpha+\beta$ yapısı sergileyen alaşımlar mükemmel sıcak şekillendirme kabiliyetine sahiptir. Bakırın yoğunluğu 0,321 lb/in³'dir (8,89 g/cc) ve erime noktası 1981°F'dir (1083°C). Tüm bu özellikler bakır alaşımlandığında önemli ölçüde değişkenlik göstermektedir [11].

Bütün metaller, deformasyon süreçlerinde yaygın olarak "kayma" adı verilen bir mekanizma aracılığıyla şekil değiştirirler. Metalik malzemelerde kayma mekanizması gerçekleştiğinde, atom grupları, bir arada hareket ederek atomların birbirleri üzerinden kaymasına neden olan bir kuvvet etkisi altında bulunurlar. Bakırın Yüzey Merkezi Kübik (YMK) kristal yapısındaki (Bkz. Şekil 2.1) bu kayma hareketi, atomlarının özellikle belirli bir geometrik düzlem boyunca tercih ettiği üç yönde veya bu yönlere eşit şekilde meydana gelir. Bir metalin belirgin bir şekilde kayma mekanizması sergileme olasılığı arttıkça, bu malzemenin şekil değiştirmesi, kırılması veya bozulması yerine daha fazla deforme olma olasılığı artar. Bu nedenle, bakır gibi metaller, mükemmel süneklik ve dayanıklılığa sahip malzemeler olarak bilinir. Önemli bir başka özellik ise, Yüzü Merkezi Kübik (YMK) yapısına sahip olan bakırın, düşük

sıcaklıklarda (sıfırın altındaki sıcaklıklar) gevrekleşmeye maruz kalmama yeteneğidir [12].



Şekil 2.1. Bakırın YMK kristal yapısının modeli.

Bakır ve bakır alaşımları, günlük yaşamımızda bir dizi üründe yaygın olarak kullanılmaktadır, bu da hayatımızı kolaylaştıran ve geliştiren çeşitli avantajları beraberinde getirir. Bu malzemeler mükemmel elektriksel ve termal iletkenliğe sahiptirler, aynı zamanda iyi bir mukavemet ve şekillendirilebilirlik gösterirler. Korozyona ve yorulmaya karşı olağanüstü direnç sergilerler ve genellikle manyetik değildirler. Ayrıca, kolayca lehimlenebilirler ve birçoğu çeşitli yöntemlerle, örneğin gaz kaynağı, ark kaynağı ve direnç kaynağı ile kaynaklanabilirler. Bu malzemeler istenilen hemen hemen her doku ve parlaklığa cilalanabilir ve parlatılabilirler. Bakır, tasarımcıya makul seviyelerde yoğunluk (8,94 g/cm³ veya 0,323 lb/in.³), elastik modül (115 GPa veya 17x10⁶ psi) ve erime sıcaklığı (1083°C veya 1981°F) sunar. Çizelge 2.1. bakırın fiziksel özelliklerini listeler [11].

Çizelge 2.1. Bakırın Fiziksel Özellikleri [11].

Fiziksel Özellikler	İNGİLİZ		METRİK	
	DEĞER	BİRİM	DEĞER	BİRİM
Atomik Numarası			29	
Atom Ağırlığı			63.54	
Yoğunluk	0,322	Lb/inç	8.92	g/cm ³
Erime Noktası	1981	°F	1083	°C
Kaynama noktası	4703	°F	2595	°C
Gizli füzyon ısısı	88	Btu/lb	205	J/g
Doğrusal Genleşme Katsayısı: 77°F-212°F (25°C-100°C)	9.33x10 ⁻⁶	inç/inç °F	16.8x10 ⁻⁹	cm/cm °C
Özgül Isı (Termal Kapasite): 68°F (20°C)- 212°F (100°C)	0,0921 0,0939	Btu/lb °F	0.386 0.393	J/g °C
Termal İletkenlik: 68°F (20°C) - 212°F (100°C)	227 223	Btu ft/ft2saat °F	3.94 3.85	En/cm ² °C
Elektik İletkenliği (Hacim): 68°F (20°C) Tavlanmış 212°F (100°C) Tamamen Soğuk Şekillendirilmiş	100-101.5 97.0	%IACS	58.0-58.9 56.3	MS/m (mΩ/mm ²)
Elektrik Direnci (Hacim): 68°F (20°C) Tavlanmış 212°F (100°C) Tamamen Soğuk Şekillendirilmiş	0.6788-0.699 0.700	μΩ-in	1.7241- 1.70 1.78	μΩ-cm
Elastik Modül (Gerginlik): 68°F (20°C) Tavlanmış	17x10 ³	KSI	118.000	MPa
Sertlik Modülü (Burulma): 68°F (20°C) Tavlanmış	6.4x10 ³	KSI	44.000	MPa

Bakır, çok çeşitli mühendislik özellikleri sunan bir dizi özel alaşımın oluşturulmasını sağlar ve genellikle safsızlık elementlerine aşırı duyarlı değildir. Ticari olarak temin edilebilen saf bakırın elektriksel iletkenliği, yaklaşık %101 IACS (Uluslararası Tavlanmış Bakır Standardı) ile ticari olarak saf gümüşten (yaklaşık %103 IACS) sonra ikinci sıradadır. Standart ticari bakırın elektrik özdirenç değeri, 1913 yılında IACS ölçeğinde %100'ü 20°C'deki (70°F) elektrik özdirenç değeri olarak tanımlamak için seçildiğinde, mevcut olandan daha yüksek saflıkta olduğundan dolayı daha yüksek iletkenlik sergilemiştir. Ayrıca, bakırın termal iletkenliği (391 W/mK (226 Btu/ft.h.°F)) de yüksektir. Bakır ve alaşımları, genellikle sıcak veya soğuk olarak yüksek oranda işlenebilir, bu da onları çeşitli işlenmiş formlarda (dövme, çubuk, tel, boru, levha ve folyo.) ticari olarak kolayca temin edilebilir hale getirir. 1995 yılında, ABD'de kullanılan bakırın büyük bir kısmı tel ve kabloda %50, çeşitli kalınlıktaki yassı ürünlerde %15, çubukta %14, boru endüstrisinde %14,5, döküm ürünlerinde %5

ve metal tozu üreticilerinde (%0,6) kullanıldığı rapor edilmiştir. Saf bakır, elektrik telleri, elektrik kontakları ve diğer elektrik iletimi parçaları için yaygın olarak kullanılır. Bakırın daha yaygın kullanıldığı alanlar arasında elektrik ve elektronik konektörler, ısı değıştirci boruları, sıhhi tesisat armatürleri, donanım, yataklar ve madeni paralar bulunmaktadır. Diğer metal sistemlerinde olduğu gibi, bakır, sünekliği veya işlenebilirliği bozmadan mukavemetini artırmak için kasıtlı olarak alaşımlanır. Ancak, alaşım elementlerinin eklenmesi, alaşım elementine, konsantrasyonuna ve mikro yapıdaki konumuna bağılı olarak çeşitli miktarlarda elektriksel ve termal iletkenliği etkileyebilir. Alaşım ve durum seçimi genellikle güç ve iletkenlik arasındaki dengeye dayanır [13-15].

Hemen hemen tüm bakır alaşımları, belirli bir sıcaklığa kadar olan geniş bir sıcaklık aralığında mekanik özelliklerini korur [16][17]. Bakır alaşımları rutin olarak 420°C kadar yüksek sıcaklıklarda kullanılabilir malzemedir. Hiçbir mühendislik malzemesi sınıfı, bu kadar geniş bir sıcaklık aralığında mukavemet, korozyon direnci, termal ve elektriksel iletkenlik kombinasyonu ile boy ölçüşemez [14].

Bakır en sürdürülebilir ve geri dönüştürülebilir metallere den biri olduğundan, bazı ticari işlemlerde %100 hurda kullanılması yaygın bir durumdur. Tam entegre ticari firmalar, gerekli kimyasal kompozisyonu oluşturmak için harmanlanmış hurdaya uygun elementler eklenip ergitme yapmaktadır. Daha sonra işlenmiş bir ürün sağlamak için geleneksel metal döküm, sıcak işlem, tavlama ve soğuk işlem adımları ile kullanılır hale gelmektedir [11]. Bakırlar ve alaşımları otomotiv radyatörleri, ısı eşanjörleri, ev ısıtma sistemleri, güneş kolektörleri hızlı ısı iletimi gerektiren çeşitli kaynak elektrodlarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bakırlar, pirinçler, bronzlar ve bakır nikeller, korozyona karşı olağanüstü dayanımları nedeniyle içme suyu, proses suyu veya diğer sulu sıvılar ve endüstriyel gazları taşıyan sistemlerde ki borular, vanalar ve bağlantı parçaları için tercih edilen mühendislik malzemeleridir [18].

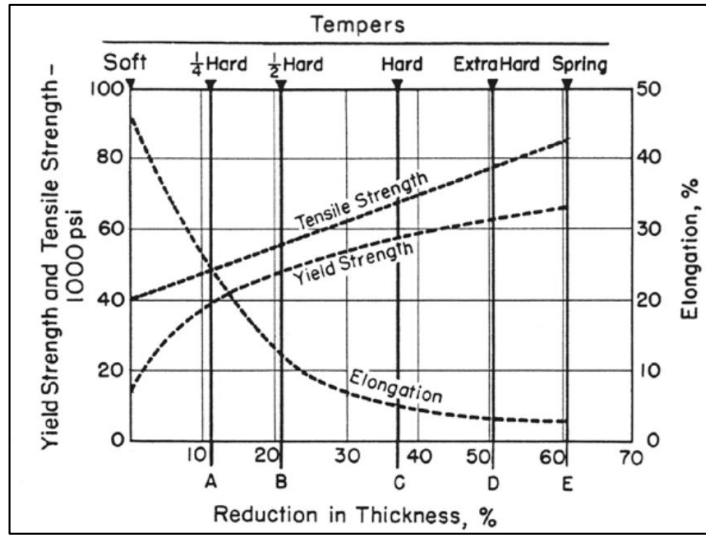
2.1.1. Bakır Ve Bakır Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

Bakır, yumuşak ve dövülebilir bir metal olarak bilinir. Ancak, bakır alaşımları, diğer alaşım sistemlerinde bulunmayan geniş bir adaptasyon derecesini yansıtan çeşitli mekanik özelliklerin kombinasyonunu sunar. Bakır ve yüksek bakır alaşımları, kablolar, teller, elektrik kontakları ve elektrik akımı taşıyan birçok diğer bileşen için yaygın olarak kullanılmaktadır [19]. Bu uygulamalar, orta derecede termal kararlılık veya gerilim gevşeme direnci ile birlikte düşük ila orta derecede çekme mukavemeti gerektirir. Tane inceltme sağlayan ince bir şekilde dağılmış ikinci faza sahip alaşımlar, mukavemeti, sünekliği ve iletkenliği en üst düzeye çıkarmak için seçilir. Pek çok pirinç, bronz ve bakır nikel alaşımları, otomotiv radyatörleri, ısı eşanjörleri, ev ısıtma sistemleri ve hızlı ısı iletimi gerektiren diğer uygulamalar için yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu yaygın kullanımın nedeni, imalat kolaylığı ve daha yüksek mukavemet sağladıkları içindir. Elektronik konektörlerin talep ettiği en yüksek mukavemet ve gerilim gevşeme direnci özellikleri, çökme ile güçlendirilmiş alaşımlar tarafından sunulmaktadır. Bakır alaşımları, bazı alüminyum alaşımlarını aşan ve paslanmaz çeliklere yaklaşan çekme özelliklerine sahiptir ve aynı zamanda birçok mühendislik uygulamasında kullanılmaktadır [18].

Bakır alaşımları öncelikle soğuk işleme veya gerinim sertleşmesini artıran katı çözültü ilaveleriyle güçlendirilir. Tavlanmış durumda, akma ve çekme mukavemeti, tane boyutu ile ters orantılı olarak değişir. Bakıra alaşım elementlerinin eklenmesi çekme dayanımını, akma dayanımını ve sertleşme oranını artırır. Örneğin pirinçlerde, çinko içeriği arttıkça hem çekme dayanımı hem de akma dayanımı artar. Farklı alaşım elementleri, artan mukavemet ve çalışma sertleşmesindeki etkinlikleri bakımından farklılık gösterir, böylece bir dizi özellik kombinasyonu sağlar [20].

Bir bakır alaşımının kalınlığı azaldıkça çekme ve akma dayanımı artar, uzama (süneklik) ise azalır (Bkz. Şekil 2.2). Bu olaya deformasyon sertleşmesi denir ve genellikle kalınlık azaltma işlemi (haddeleme, dövme, ekstrüzyon veya çekme) sırasında meydana gelir. Bu durum, metalin mikro yapısındaki dislokasyon yoğunluğunun artmasından kaynaklanır. Alaşımın kalınlığı azaldıkça, uygulanan kuvvetler kristal kafesin hareketini düzenler. Bu hareket dislokasyonların oluşmasına

ve çoğalmasına neden olur ve doğrusal kusurlar atomların mükemmel periyodik dizilişini bozar. Bu dislokasyonlar barikat görevi görerek daha fazla deformasyonu engeller ve sonuçta malzemenin çekme ve akma gerilimine karşı direncini artırır. Kalınlığın azaltılması sırasında genellikle daha ince taneli bir yapı meydana gelir. Bu ince taneli mikro yapı, dislokasyon hareketini daha da engelleyerek gözlemlenen mukavemet artışını artırır. Ek olarak, soğuk haddeleme gibi spesifik işleme teknikleri, tercih edilen tane yönelimlerini ortaya çıkararak mekanik davranışı daha da etkileyebilir [11].

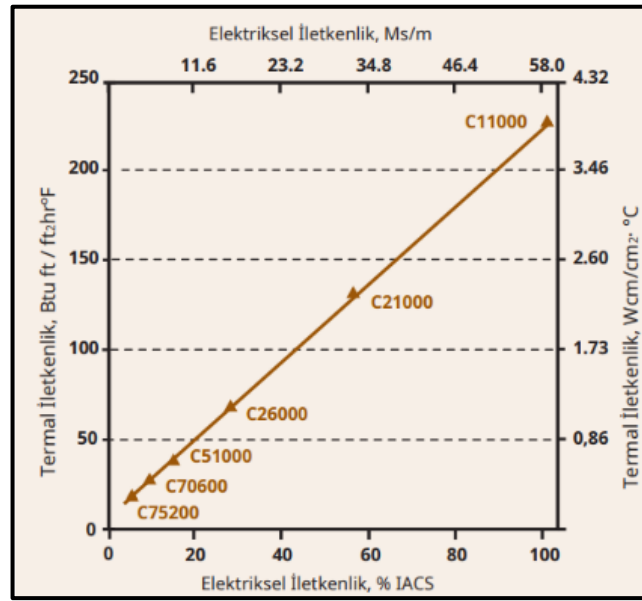


Şekil 2.2. Bakır alaşımının kalınlığındaki yüzde azalma ile mekanik özelliklerinin değişimi [11].

2.2.2. Bakır Ve Bakır Alaşımlarının Elektriksel İletkenlik Özellikleri

Tüm yaygın metaller arasında bakır hem elektriksel hem de termal iletkenlik açısından en yüksek dereceye sahiptir. Çoğu diğer metalin aksine, birçok bakır alaşımının termal iletkenliği artan sıcaklıkla birlikte artar. Bakır alaşımlarında ki yüksek iletkenlik; termal stabilite, şekillendirilebilirlik ve korozyon direnci ile birleştiğinde bakır alaşımlarını diğer malzeme gruplarından benzersiz kılar. Bu da onları konektörler ve diğer elektrikli/elektronik ürünler için ideal malzeme haline getirir [21]. Ticari alaşımları üretmek için kullanılan termal ve mekanik işleme varyasyonları, iletkenliklerinde büyük değişikliklere neden olmaktadır. Genelde en yüksek dayanıma sahip alaşımlar en düşük iletkenliğe sahiptir. IACS değerleri genellikle tavlınmış

temperler için minimum değerler olarak yayınlanmaktadır. Elektrik akımı (I) ile üretilen ısı doğru orantılı olduğundan, daha yüksek elektrik direncine (R) sahip alaşımlar daha fazla enerji harcar. Üretilen ısı, potansiyel olarak olumsuz sonuçlarla birlikte malzemenin sıcaklığını artıracaktır. Daha yüksek termal iletkenliğe sahip alaşımlar, tasarımcının bu ısının bir kısmını dağıtmasına izin vererek herhangi bir sıcaklık artışını en aza indirmesini sağlamaktadır. Alaşım aileleri içinde termal iletkenlik, elektriksel iletkenlikle ilişkili olma eğilimindedir; yani, daha yüksek elektriğe sahip alaşımlar daha yüksek termal iletkenliğe sahip olma eğiliminde olacaktır. Bu temel kural uygundur, çünkü termal iletkenliği ölçmek oldukça zordur, oysa elektriksel iletkenliği veya tersi olan elektriksel özdirenci ölçmek kolaydır. 68°F'de (20°C) ölçülen termal ve elektriksel iletkenlik arasındaki neredeyse doğrusal ilişki Şekil 2.3'de gösterilir [22,23].



Şekil 2.3. Seçilmiş bakır alaşımları için termal ve elektriksel iletkenlik arasındaki ilişki [23].

2.3. BAKIR ALAŞIM GRUPLARI

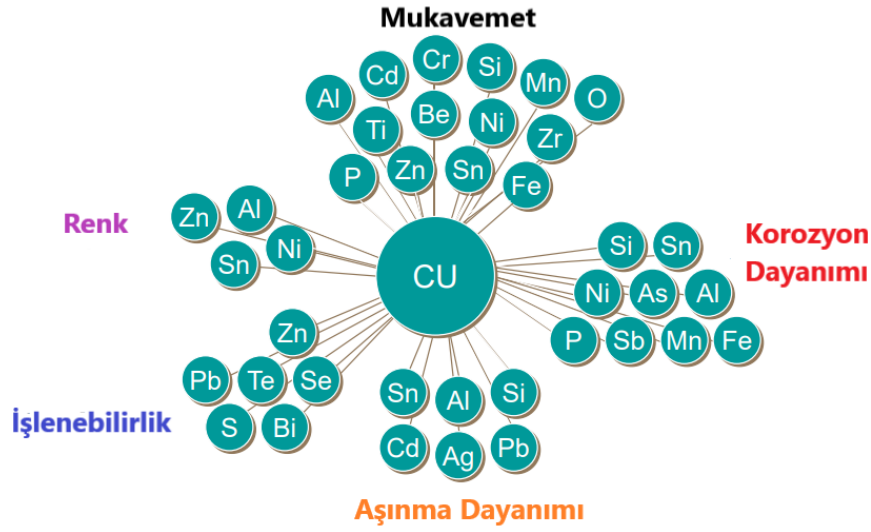
Bakır alaşımları genellikle kullanım amaçlarına bağlı olarak döküm ve dövme olmak üzere iki ana grupta incelenir. Döküm bakır alaşımları, katılaşma aralığına göre üç farklı gruba ayrılabilir. Grup 1 alaşımları, dar bir katılaşma aralığına sahip olan türlerdir. Manganez ve alüminyum bronzları ile bakır-krom alaşımları bu gruba

örnektir. Grup 2 alaşımları, orta seviyede katılaşma aralığına sahip olanları içerir ve likidüs ile solidüs eğrileri arasında 50°C-110°C'lik bir fark bulunur. Berilyumlu bakırlar, silisyum bronzları ve bakır-nikel alaşımları bu gruba örnek teşkil eder. Grup 3 alaşımları ise geniş bir katılaşma aralığına sahip olanları içerir, bu aralık 110°C ile 170°C arasındadır. Kalay bronzları ve kurşunlu bronzlar bu grupta yer alır [24]. Bakır alaşımları, içerdikleri alaşım elementlerine bağlı olarak dokuz farklı gruba ayrılır. Bu gruplar şunlardır: saf bakırlar, yüksek iletkenlikli bakır alaşımları, bakır-çinko alaşımları, bakır-kalay alaşımları, bakır-alüminyum alaşımları, bakır-silisyum alaşımları, bakır-nikel alaşımları, bakır-çinko-nikel alaşımları ve özel alaşımlardır. Bu alaşımlar genellikle endüstri standartlarında tanımlanmış olup, ticari isimlerle anılan patentli alaşımlar da bulunmaktadır. Muntz Metal ve Moldmax gibi ticari alaşımlar bu kategoride yer almaktadır. Son dönemde gelişen üretim teknolojileri, özellikle yüksek iletkenliklerini korurken daha fazla güç ve termal stabilite sağlayabilen Corson alaşımlarını öne çıkarmıştır. Bu özellikleri sayesinde Corson alaşımları, çeşitli endüstrilerdeki zorlu uygulamalarda ideal bir seçenek haline gelmiştir [11].

Çizelge 2.2. Bakır alaşım tanımlamaları [23].

Alaşım	Dövme	Döküm
Bakır	C10100-C13000	C80100-C81200
Pirinç	C20500-C28580	C83300-C85800
Kalay Pirinci	C40400-C48600	C83300-C84800
Fosfor Bronzu	C50100-C52400	C90200-C91700
Alüminyum Bronzu	C60800-C64210	C95200-C95900
Silikon Bronzu	C64700-C66100	C87000-C87999
Silikon Kızıl Bronz	C69400-C69710	C87300-C87900
Bakır Nikel	C70100-C72950	C96200-C96900
Nikel Gümüşü	C73500-C79900	C97300-C97800

Bakır nikel alaşımları, genellikle korozyon direncinin kritik olduğu endüstriyel uygulamalarda tercih edilir. Aynı zamanda, estetik ve mimari açıdan önemli olan yerlerde bronz ve pirinç gibi malzemeler popülerdir. Yatak malzemelerinde ise, alüminyum bronzları kayma ve sürtünme özellikleri nedeniyle sıklıkla kullanılmaktadır [25]. Saf bakıra eklenen alaşım elementleri, sağladıkları özelliklere bağlı olarak çeşitli avantajlar sunabilir. Bakır alaşımlarına eklenen alaşım elementlerinin şematik gösterimi Şekil 2.4'te sunulmuştur [26].



Şekil 2.4. Alaşım element etkilerinin şematik gösterimi [26].

2.3.1. Saf Bakırlar

Metallerin minimum bakır içeriği %99,3 veya daha yüksekse, bu metaller saf bakır kategorisine girer. Avrupa standartlarına göre belirlenen EN standartları, bakır alaşımlarını sınıflandırır ve içerdikleri özel özelliklere göre farklı alt gruplara ayırır. Bu standartlar arasında Cu-ETP elektrolitik tok bakır, Cu-OF oksijensiz bakır ve Cu-OFE oksijensiz elektronik nitelikli bakır gibi öne çıkan bakır türleri bulunmaktadır [27]. Cu-ETP elektrolitik tok bakır, yüksek elektriksel iletkenlik özellikleri ile bilinir ve genellikle elektrik endüstrisinde kullanılır. Cu-OF oksijensiz bakır, düşük oksijen içeriğine sahip olup yüksek iletkenlik ve mükemmel şekil verilebilirlik özellikleri sunar, bu nedenle iletim hatları, ısı değıştiriciler ve elektrikli cihazlarda tercih edilir. Cu-OFE oksijensiz elektronik nitelikli bakır ise özellikle elektronik uygulamalarda, örneğin entegre devre üretiminde yüksek saflıkta bakıra ihtiyaç duyulan alanlarda kullanılır. Avrupa standartları, bu farklı bakır türlerinin özelliklerini belirleyerek endüstri ihtiyaçlarına uygun çeşitli seçenekler sunar [11].

2.3.2. Yüksek İletkenlikli Bakırlar

%94 ve üzeri bakır içeriğine sahip olan metaller, yüksek iletkenlik özellikleri gösteren alaşımları içerir. Bu alaşımlar, genellikle küçük miktarlarda farklı alaşım elementleri eklenerek üretilir ve yüksek elektrik iletkenliği ile birlikte güçlü mekanik özelliklere

ve termal stabiliteye sahip olma eğilimindedir. Bu özel alaşımlar genellikle endüstriyel uygulamalarda kullanılmak üzere tasarlanmıştır. Berilyumlu bakırlar, bu grupta yer alan önemli bir alaşım örneğidir. Berilyum, bakıra eklenerek alaşımın mekanik dayanıklılığını artırır ve aynı zamanda elektrik iletkenliğini yüksek tutar [28]. Bu özellikleri nedeniyle berilyumlu bakırlar, hassas elektronik cihazlar, konektörler ve yaylı kontaklar gibi uygulamalarda tercih edilir. Bakır krom alaşımları da %94 ve üzeri bakır içeriğine sahip yüksek iletkenlikli bakır alaşımları arasında yer alır. Kromun eklenmesi, alaşımın mekanik dayanıklılığını artırır ve termal stabiliteyi iyileştirir. Bu nedenle, bakır krom alaşımları, özellikle yüksek sıcaklıklara maruz kalan endüstriyel ortamlarda kullanım için uygundur [29]. Bu alaşımların özellikleri, belirli endüstri ihtiyaçlarına yanıt verebilmek ve belirli uygulamalarda optimize edilmiş performans sağlamak üzere tasarlanmıştır. Bu da gösteriyor ki yüksek iletkenlikli bakır alaşımları, geniş bir endüstri yelpazesinde önemli bir rol oynamaktadır [11].

2.3.3. Bakır Çinko Alaşımları

Bakır çinko alaşımları, yaygın olarak pirinç olarak bilinirler ve çinko içeriğine bağlı olarak farklı özelliklere sahip olan alaşımlardır. Bu alaşımlar genellikle %40'a kadar çinko içerirler ve içerdikleri çinko oranına bağlı olarak iç yapıları ve mekanik özellikleri değişiklik gösterir. Bakır çinko alaşımları, bakır ve çinkonun birleşimiyle oluşur ve genellikle döküm veya dövme yöntemleriyle üretilir. Bu alaşımların yaygın olarak kullanıldığı alanlardan biri de dekoratif amaçlı metal işçiliğidir, çünkü pirinç estetik olarak çekici bir görünüme sahiptir ve oksitlenmeye karşı dirençlidir [11].

Bu alaşımlar, bakır içeriğine göre iki ana gruba ayrılır. Bunlar Alfa pirinçler ve Alfa+Beta Pirinçleridir. Alfa Pirinçler, %61 ve üzeri bakır içeriğine sahiptir. Yüksek bakır içeriği, genellikle daha yumuşak ve şekillendirilebilir bir malzeme sağlar. Bu özellikleri nedeniyle genellikle soğuk şekillendirme işlemlerinde kullanılırlar.

Alfa+Beta pirinçler ise %54 ile %61 arasında bakır içeriğine sahiptir. Bu alaşımlar, hem alfa hem de beta fazlarını içerir ve bu da daha iyi mekanik özelliklere sahip oldukları anlamına gelir. Alfa+beta pirinçler genellikle daha dayanıklı ve serttir, bu nedenle makinelerde kullanım için uygundur [30].

Bakır çinko alaşımları, geniş bir endüstriyel uygulama yelpazesine sahip olup, dekoratif eşyalar, elektrik bağlantı elemanları, makine parçaları ve daha birçok alanda kullanılmaktadır. Bu çeşitlilik, alaşımların özelliklerinin ve bileşimlerinin farklı ihtiyaçlara uygun olarak uyarlanabilmesinden kaynaklanmaktadır [31].

2.3.4. Alüminyum Bronzları

Alüminyum bronzları, çeşitli metallerin alaşımlanmasıyla elde edilen bir bakır alaşımı türüdür. Bu alaşımlar genellikle dökme ve dövme formlarda bulunur ve içerdikleri özel elementlerle belirli özelliklere sahiptirler. Özellikle, bu alaşımların bileşiminde demir (Fe), nikel (Ni), mangan (Mn) ve silikon (Si) gibi katkı maddeleri bulunurken, %5 ila %12 arasında alüminyum içermektedirler. Alüminyum bronzları, bir dizi avantajlı özellik sunan sağlam ve dayanıklı malzemelerdir. Bu alaşımların sertliği ve yüksek aşınma dayanımı, onları pirinç veya kalay bronzlarından daha güçlü kılar [32]. Ayrıca, içerdikleri alüminyum sayesinde, koruyucu bir alümina filmi (Al_2O_3) oluşturarak daha iyi bir korozyon direncine sahiptirler. Bu özellik, özellikle deniz suyu gibi agresif ortamlarda kullanıldıklarında avantaj sağlar. Alüminyum bronzları, geniş bir endüstriyel uygulama yelpazesi için uygun olan çeşitli özelliklere sahiptir. Bu alaşımlar, bağlantı elemanları, pompalar, valf bileşenleri, boru bağlantı parçaları ve ısı eşanjörleri gibi deniz suyu ortamlarında kullanılan bileşenlerde sıkça tercih edilir. Ayrıca, savunma uygulamalarında rulmanlar için ideal bir seçenek olarak kabul edilirler. Alüminyum bronzlarının mükemmel mukavemeti, aşınma direnci ve korozyon direnci, onları zorlu koşullar altında güvenilir ve dayanıklı hale getirir. Bu özellikler, özellikle denizcilik, savunma sanayii ve kimya endüstrisi gibi sektörlerde çeşitli uygulamalarda yaygın olarak kullanılmalarını sağlar [23].

2.3.5. Bakır Kalay Alaşımları

Bakır kalay alaşımları, yaygın olarak fosfor bronzu veya kalay bronzları olarak bilinen özel bir alaşım grubunu oluşturur. Bu alaşımlar, bakırın temel bileşeni olarak kalay ve fosfor içerirler. Genellikle %10'a kadar kalay ve %0.2'ye kadar fosfor içeren kompozisyonlarıyla karakterizedirler. Yaygın olarak bilinen türleri, %1.25 ila %10 arasında değişen kalay içeriğine sahip olanlardır. Bakır kalay alaşımları, bakırın

dayanıklılığına ve mukavemetine kalayın eklenmesiyle öne çıkar [33]. Ayrıca, bakıra fosforun katılması, alaşımın mekanik özelliklerini daha da artırır. Bu özel kombinasyon, bu alaşımlara yüksek mukavemet, iyi aşınma direnci ve korozyon direnci kazandırır. Bu alaşımların yaygın kullanım alanları arasında mekanik parçalar, rulmanlar, yaylar, elektrik bağlantı elemanları ve çeşitli makinelerde kullanılan bileşenler bulunmaktadır. Yüksek mukavemetleri ve aşınma dirençleri, özellikle ağır yükler altında çalışan uygulamalarda, bakır kalay alaşımlarını tercih edilen bir malzeme haline getirir. Ayrıca, iyi bir iletkenlik özelliği, elektriksel bağlantı elemanları ve elektronik uygulamalarda da bu alaşımların tercih edilmesini sağlar. Bakır kalay alaşımları, geniş bir endüstriyel yelpazede kullanılan çok yönlü ve dayanıklı malzemelerdir. Yapılarındaki kalay ve fosforun oranları, belirli uygulama gereksinimlerine uyacak şekilde özelleştirilebilir, bu da bu alaşımları çeşitli mühendislik projeleri ve endüstriyel kullanımlar için ideal kılar [11][34].

2.3.6. Bakır Alüminyum Alaşımları

Bakır alüminyum alaşımları % 3-%15 aralığında alüminyum ve diğer alaşım elementleri içeren alaşımlardır [11]. Kimyasal kompozisyonlarına göre iki gruba ayrılabilirler, bunlar bakır ve alüminyum dışında alaşım elementi içermeyen, alfa basit alüminyum alaşımları ve alüminyum dışında demir, nikel, magnezyum gibi alaşım elementleri içeren karmaşık alüminyum alaşımlarıdır. Demir, alüminyum bronzlarında en sık kullanılan alaşım elementlerindedir. Alfa fazında % 2'ye kadar çözünürler. Demir alüminyum ile yapıyı incelten $FeAl_3$ intermetalik fazını oluşturur. Manganez, karmaşık alaşımlara deoksidasyon etkisi nedeniyle ilave edilir. Alfa fazında % 12'ye kadar çözünür ve demire benzer bir etkiye sahiptir. Nikel ise alüminyum bronzlarında en sık kullanılan alaşım elementidir. % 5'e kadar nikel alfa fazında çözünebilir ve alüminyum ile çökelme etkisi olan Ni_3Al fazını oluşturur [24].

2.3.7. Bakır Silisyum Alaşımları

Bakır silisyum alaşımları, % 3'e kadar silisyum içeren bakır alaşımlarıdır ayrıca %1Mn ilavesi ile silisyum bronzu olarak da bilinirler. Bakır silisyum alaşımları Çinko, manganez, alüminyum veya demir ile alaşım yapılabilir. Silikon bronzlar, mukavemet

ve sünekliğin iyi bir kombinasyonuna sahip olup iyi korozyon direncine ve kolay kaynaklanabilir özelliğe sahiptirler. Bakır silisyum alaşımları işlenebilirliği, uzun servis ömürlülüğü ve göz alıcı altın bronz rengi nedeniyle heykeltıraşlar tarafından tercih edilen malzemedir. Bağlantı ekipmanı malzemesi olarak denizcilik uygulamalarında tercih edilir [11] [35].

2.3.8. Bakır Nikel Alaşımları

Bakır nikel alaşımları, bakırın önemli bir bileşeni olan nikel ile zenginleştirilmiş alaşımlardır ve genellikle %30'a kadar nikel içerirler [11]. Nikel bronzu veya Cu-Ni alaşımları olarak da adlandırılan bu malzemeler, içerdikleri nikel oranına bağlı olarak dört ana gruba ayrılır. İlk olarak, %5'ten az nikel içeren alaşımlar, düşük nikel iğeriği nedeniyle genellikle sınırlı kullanım alanlarına sahiptir. Daha sonra, %5 ila %10 nikel içeren alaşımlar, nispeten daha yüksek nikel iğeriğiyle birlikte özellikle soğuk şekillendirilebilirlik özellikleri nedeniyle belirli uygulamalarda tercih edilir. %10 ila %20 aralığında nikel içeren alaşımlar, yüksek korozyon dayanımı ve mekanik mukavemet özellikleri ile dikkat ęeker. Son olarak, ana elementi nikel olan özel alaşımlar, özel endüstriyel ihtiyağları karşılamak üzere tasarlanmıştır. Genel olarak, %10'a kadar nikel içeren Cu-Ni ikili alaşımlarının kullanımı sınırlıdır, ęnk daha düşük nikel iğeriğine sahip olanlar genellikle soğuk şekillendirilebilirlik avantajına sahip değillerdir. Bu nedenle, ağırlıklı olarak %15 ila %30 nikel içeren alaşımlar tercih edilir. Bu alaşımlar, soğuk şekillendirilebilirlik ve yüksek korozyon direnci kombinasyonu nedeniyle özellikle denizcilik, kimya endüstrisi ve elektriksel uygulamalarda kullanılır [36]. Farklı alaşım elementleri içeren Cu-Ni-Fe-Mn alaşımları, özellikle demir ve manganez ilaveleri sayesinde korozyon dayanımını artırır [24]. Bu zellikler, özellikle sualtı uygulamaları, gemi yapımı ve denizcilik endüstrisi gibi ağır koşullarda kullanılmak üzere tasarlanmıştır. Bu alaşımlar, yüksek mukavemet, korozyon direnci ve işlenebilirlik özellikleri ile dikkat ęekmektedir [11].

2.3.9. Bakır Nikel inko Alaşımları

Bakır nikel çinko alaşımları, bakırın yanı sıra nikel ve çinko içeren özel alaşımlardır ve genellikle "alman gümüşü" olarak bilinirler. Bu alaşımların bir rneği, özellikle

derin çekme parçaları ve kontak yayları gibi özel uygulamalarda kullanılan, ASTM standartlarında C75700 numarasıyla tanımlanan bir bakır alaşımıdır. Bu alaşım, %12 nikel ve %23 çinko içerir. Bakır nikel çinko alaşımlarının özellikleri, içerdikleri nikel ve çinko oranına bağlı olarak değişiklik gösterir. Bu özel alaşımlar, yüksek mukavemetleri ve aynı zamanda iyi işlenebilirlik özellikleri nedeniyle genellikle derin çekme parçalarında tercih edilir. Ayrıca, kontak yayları gibi uygulamalarda kullanıldıklarında, düşük sürtünme ve yüksek aşınma direnci gibi avantajlar sunabilirler [37]. ASTM standartları, belirli alaşım bileşenlerini ve özelliklerini tanımlayarak, endüstrinin bu alaşımları standardize etmesine yardımcı olur. C75700 numaralı alaşım, belirli bir nikel-çinko oranına sahip olup belirli mekanik ve fiziksel özellikleri karşılayacak şekilde tasarlanmıştır. Alman gümüşü olarak bilinmelerinin nedeni, parlak ve çekici bir görünüme sahip olmaları ve gümüşe benzer bir estetik sunmalarıdır [38].

2.3.10. Sert Bakır Alaşımları

Saf haldeki bakırın nispeten düşük akma dayanımı ve yorulma direnci gösterdiği bilinmektedir. 20. yüzyıl başlarında, az miktarda Cu, Mg, Si ve Fe içeren alüminyum esaslı alaşımların sertliğinde, ergime sıcaklığının biraz altındaki bir sıcaklıktan su verildiklerinde ve oda sıcaklığının biraz üzerindeki bir sıcaklıkta bir süre tutulduklarında, sertliklerinde önemli bir artış olduğu bulunmuştur. Sert bakır alaşımları da bu sertleştirme mekanizması kullanılarak geliştirilen ve çok geniş kullanım alanı bulan alaşımlardır [26].

Tek başına ya da birlikte bakıra uygulanabilen bu yöntemler; katı çözümlü sertleşmesi, deformasyon sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesidir. Çökeltme sertleştirme mekanizması, sertlikte artış meydana getiren, bakır alaşımlarının dayanımını ve iletkenliğini iyileştiren en önemli yöntemdir. Bakır alaşımlarının dayanımını çökeltme sertleştirilmesi ile artırılmakta ve yüksek derecedeki iletkenliklerini korumak için çok düşük çözünürlükte alaşım elementi ilavesi yapılmasına olanak tanımaktadır [11].

2.3.11. Özel alaşımlar

Ağırlıklı olarak kullanıma y6nelik spesifik bir 6zelliği sağlayacak elementler i7eren alaşımlardır.

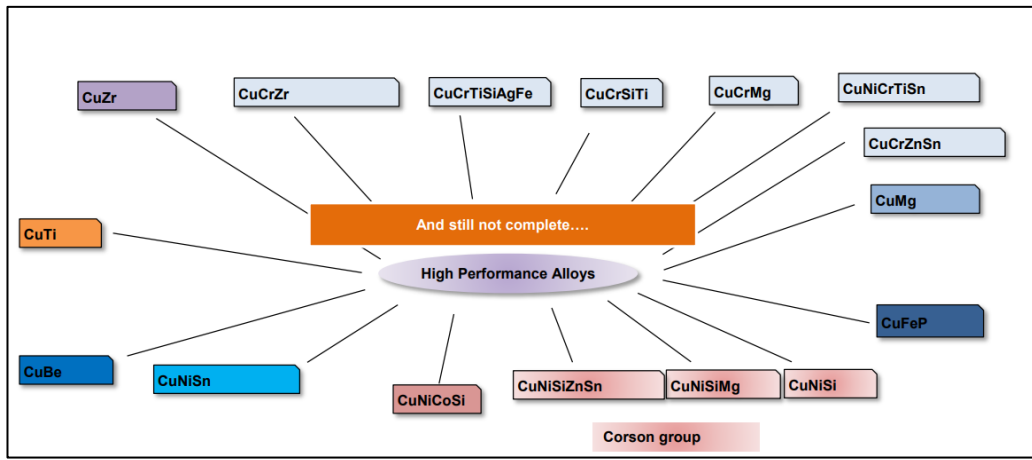
2.3.12. Corson Tipi Alaşımlar

Araştırmacı Corson, ilk kez 1927'de nikel silisidlerin bakırda 76kelme mekanizmasını tanımlamıştır [39]. Daha sonra, konekt6r cihazları i7in CuNiSi alaşımlarının başarılı hikayesi 1980'lerin başında endüstride b6y6k yankı uyandırmıştır [40]. Bug6ne kadar yapılan araştırmalar, Standartlaştırılmış C70250 (UNS tanımı) gibi alaşımların işlenmesini ve optimizasyonunu anlamaya odaklanmıştır [41][42]. Bu alaşımlar 6zerinde devam eden araştırma, m6kemmel bir kombinasyon olan mukavemet, iletkenlik, deformasyon davranışı ve termal stabiliteyi anlama 6zerine odaklanmaktadır.

Bu nedenle bu alaşımlar 7eşitli konekt6r ve kurşun 7er7eve cihazlarına uygulanmıştır. Buna ek olarak, bir7ok konekt6r cihazı dinamik y6ke (kaputun altındaki titreşimler) veya 7ok sayıda tekrarlanan kuvvetlere maruz kalır ve bu da yay elemanlarının yorulma hasarına neden olmaktadır. Birka7 yıldan beri bu malzemeleri, 850 MPa'ya kadar orta akma mukavemetine sahip bazı bakır-berilyum alaşımlarıyla karşılaştırılabilecek Corson tipi alaşımlar grubunda yer alan CuNi1Co1Si (C70350) takip etmektedir [43] [44].

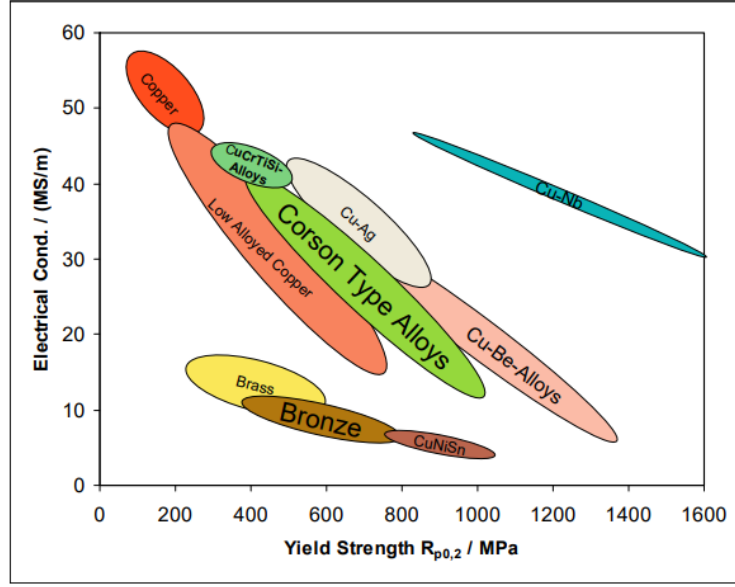
Y6ksek mukavemetli bakır nikel silikon alaşımları aynı zamanda y6ksek yoğunluklu işlemci soketlerinin gereksinimlerini de karşılamaktadır [44]. 'Hyper Corson' tipi alaşımlar olarak adlandırılan ve ağırlık7a %5'ten fazla 76kelti i7eren bu alaşımlar, 900 MPa ve daha fazla mukavemet sağlar [45]. Y6ksek mukavemetli bakır alaşımları i7in geleneksel geliştirme yaklaşımı, 76keltmeyle sertleştirilmış alaşımların kimyasal 7eşitliliğine odaklanmaktadır. Daha 6nce Hutchinson [40] tarafından a7ıklandığı gibi, silisit i7eren Corson tipi alaşımlar (CuNi3Si veya CuNi2SiMg), 6st6n berillitle sertleştirilmış CuBe alaşımları yanı sıra y6ksek mukavemetli bakır malzemelerini temsil eden bir malzeme sınıfını oluşturur. Son zamanlarda bir7ok 6retici ve t6keticisi,

berilyum içermeyen bakır alaşımlarını tercih etmektedir ve silisitle sertleştirilmiş bakır alaşımlarının daha da geliştirilmesi, bakır-berilyum alaşımlarının yerini almayı amaçlamaktadır. Hedefler, 800 MPa ve %50 IACS veya 950 MPa ve %30 IACS akma dayanımı ve elektrik iletkenliğinin kombinasyonlarıdır. Bağlantı malzemeleri için kullanılan ilk nesil Corson alaşımları olan CuNi2Si, CuNi2SiMg ve CuNi3Si gibi alaşımlar, çöktürülen hacim oranları yüzde 2 ila 3 olan, 700 MPa ve %50 IACS ile karakterize edilir. Bu temel özelliklerin yanı sıra, yeni malzemelerin mükemmel termal stabilite ve iyi şekillendirilebilirlik gereksinimlerini karşılaması beklenmektedir [45].

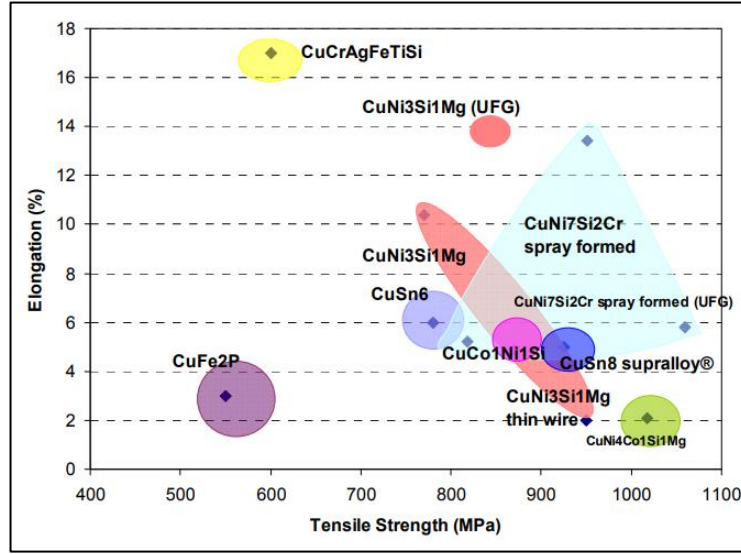


Şekil 2.5. Yüksek performanslı CORSON alaşımları [45].

Elektromekanik konnektör tasarımcısının öncelikle yüksek mukavemete mi yoksa yüksek iletkenliğe mi karar vermesi gerekir. Yüksek akım yükü altındaki konnektörler, orta ila yüksek elektrik iletkenliğine sahip bakır alaşımlarına ihtiyaç duyar. Sinyallerin iletimi için düşük ila orta iletkenliğe sahip bakır alaşımları kullanılır. Yüksek mukavemetli bakır alaşımlarının saf veya düşük alaşımlı katı çözeltide sertleştirilmiş bakırlar gibi yüksek iletkenlik gösteremediği bilinmektedir. Bu spesifik malzeme seçimi uygulaması için Şekil 2.6'da akma dayanımına karşı elektriksel iletkenlik grafiği ve Şekil 2.7.'de elektrik iletkenliği %10 ila %70 IACS olan bazı serbest yüksek mukavemetli bakır alaşımlarının çekme mukavemeti ve uzaması ilgili alaşımlama sistemleri hakkında genel bakış açısı sağlamaktadır [45].



Şekil 2.6. Bakır ve bakır alaşımlarının elektrik iletkenliğine karşı akma dayanımı [45].



Şekil 2.7. Elektrik iletkenliği %10 ila %70 IACS olan bazı yüksek mukavemetli bakır alaşımlarının çekme mukavemeti ve uzaması [28].

2.3.12.1. CuNi2Si Alaşımı

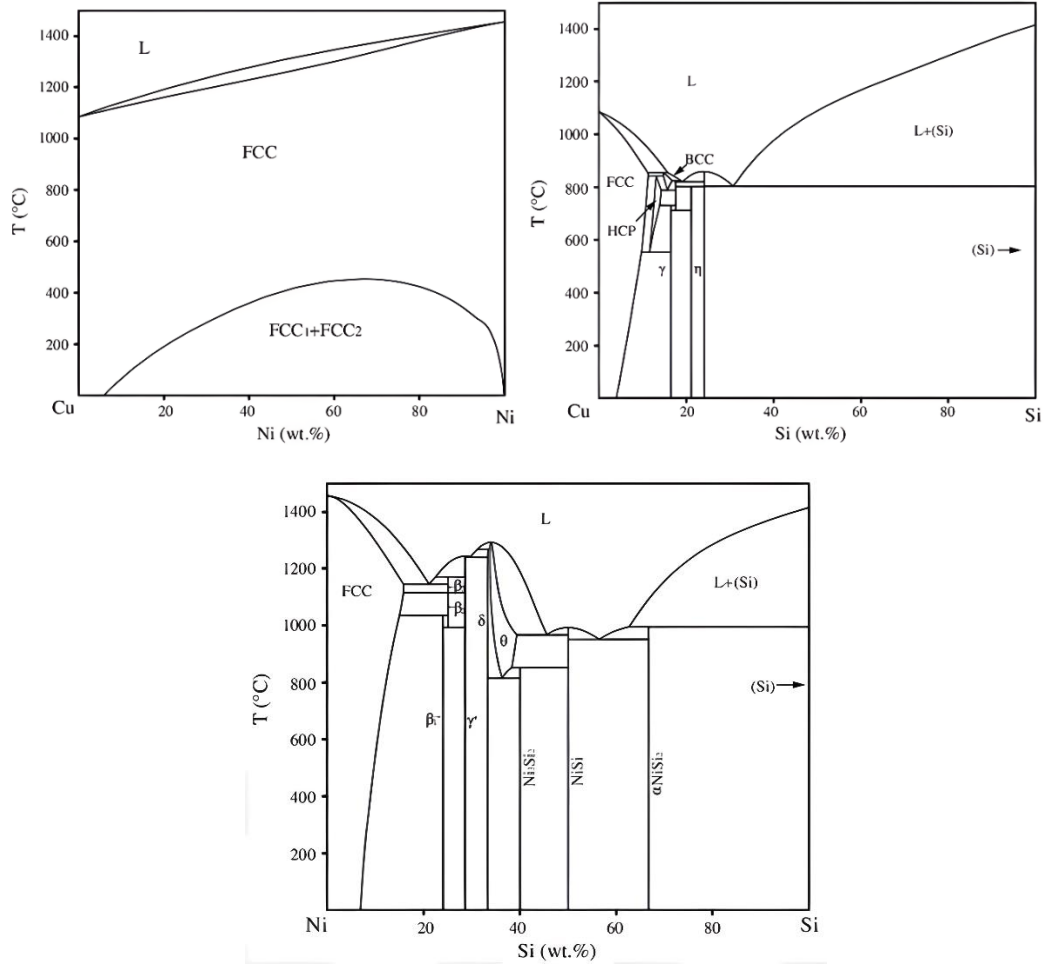
Bakır alaşımları genel olarak ısıl işlem görebilen alaşımlar olarak tanımlanabilir. Bu alaşımlar, yüksek mukavemet, yüksek elektrik iletkenliği, yüksek termal iletkenlik ve çeşitli mekanik özellikler sağlayabilir. Yüksek mukavemet, alaşımdaki ikinci faz parçacıklarının çökeltileri ile elde edilir. Öte yandan, iletkenlik ise çökeltilerin dağılımından etkilenir. Bu çökeltiler, farklı ısıl işlem ve diğer termomekanik

prosedürlerle, alaşımın matrisi boyunca homojen ve ince bir şekilde dağılarak malzemenin en yüksek performansını sağlar. Dünya çapında araştırılan birkaç ticari olarak önemli bakır alaşımı bulunmaktadır. Bu alaşımlar arasında CuCrZr, CuNiBe, CuNiSi gibi örnekler verilebilir [46].

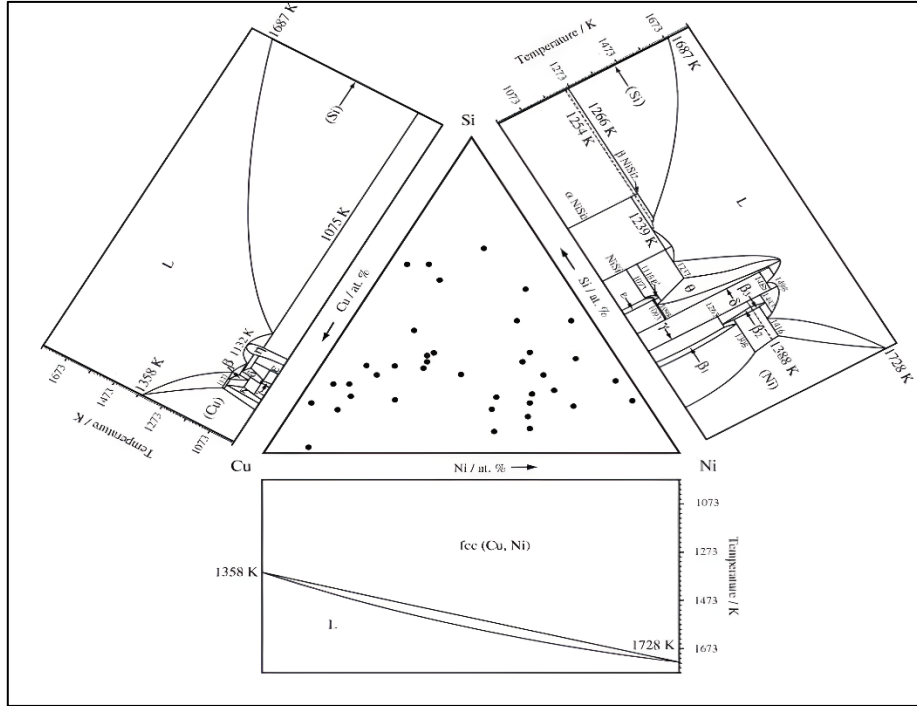
Cu-Ni-Si sistemi Corson [39] tarafından kapsamlı bir şekilde incelenmiştir. Cu-Ni-Si alaşım sisteminde 800-900 MPa'ya varan yüksek akma dayanımı (çökeltme sertleştirilmesi ve tel çekme gibi soğuk işlemlerden sonra), mikroyapısal olarak çapı < 20 nm olan ince dağılmış yarı tutarlı Ni-Si çökeltmelerinden kaynaklanmaktadır [41] [47]. Birçok tüketici ve üretici, berilyum içermeyen bakır alaşımlarını teşvik etmektedir. Bu nedenle, silisitle sertleştirilmiş bakır alaşımlarına yönelik ürün geliştirmeleri, bakır berilyum alaşımlarının tamamen yerini almayı hedeflemektedir. Bu kapsamda belirlenen hedefler, 800 MPa ve %50 IACS veya 950 MPa ve %30 IACS, akma dayanımı ile elektrik iletkenliğinin kombinasyonlarını içermektedir. Laboratuvar ortamında, saf bir üçlü Cu-Ni-Si alaşımının akma dayanımı 500-800 MPa ve elektriksel iletkenliği %30-40 IACS olarak belirlenmiştir [48]. Bu değerler, bağlantı malzemeleri için kullanılan CuNi₂Si, CuNi₃Si1Mg ve CuNi₃Si gibi ilk nesil Corson alaşımlarında çökeltmelerin %2 ila %3'lük hacim fraksiyonlarının ilişkilendirildiği 700 MPa ve %50 IACS değerinden önemli ölçüde üstündür. Bu temel fiziksel ve mekanik özelliklere ek olarak, yeni malzemelerin 150°C'de 1000 saat sonra %70 kalan gerilimle mükemmel termal stabilite ve tatmin edici şekillendirilebilirlik gereksinimlerini karşılaması beklenmektedir [28].

Bazı durumlarda bakır ve alaşımları hem mukavemeti hem de elektriksel iletkenliği aynı anda istenilen seviyelerde sağlamaz. Bu yetersizliğin üstesinden gelmek için, araştırmacılar tarafından vaka üzerinde kapsamlı çalışmalar yürütülmektedir. Bu konuyu örneklendirmek için yüksek akım yükü altında çalışan klemensler ele alınabilir. Bu konektörler, yüksek iletkenlik özelliklerine ihtiyaç duyan malzemelerden yapılmışlardır. Ancak, yüksek mukavemeti olan bakır alaşımları genellikle saf veya düşük alaşımlı hallerinde oldukları için yüksek iletkenlik değerleri sunamazlar. Bu bağlamda, CuNiSi alaşımı yüksek mukavemetle birlikte iyi bir elektriksel iletkenlik gösterir. Toksikite nedeniyle, araştırmacılar tarafından diğer toksik olmayan bakır alaşımları yoğun bir şekilde incelenmiştir ve CuNiSi alaşımı,

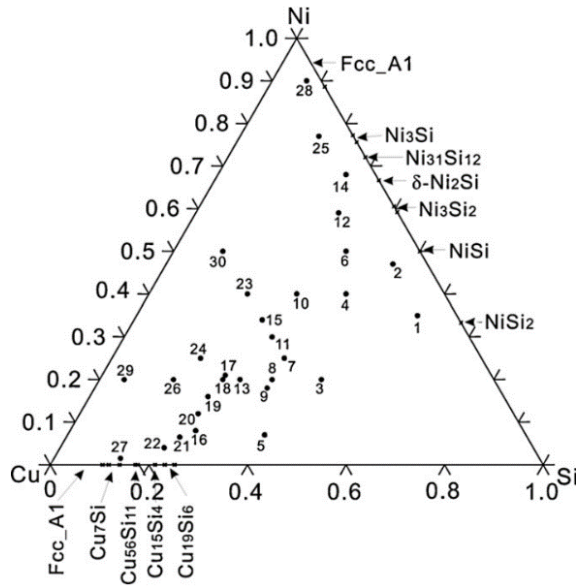
özellikle CuBe alaşımlarının yerine geçme amacıyla geliştirilmiştir [48]. Ayrıca, CuNiSi alaşımı toksik olmayan bir malzemedir. Bu alaşımda, Ni ve Si'nin bileşim oranları, mukavemet değerleri açısından kritiktir. Dayanımı artırmak için genellikle alaşım elementi miktarı artırılır, ancak bu elektriksel iletkenlik kaybına neden olabilir. Bu durum, ikinci faz partiküllerinin çökeltileri ile ilgilidir. Eğer çökeltiler, fazla miktarda alaşım elementi nedeniyle matristeki çözünme içeriğini düşüremiyorsa, alaşımın iletkenliği olumsuz yönde etkilenir. CuNiSi alaşımının üretiminde önemli bir faktör, uygun ısıl işlemdir. Bu alaşımlarda ısıl işlem, çökelti oluşumu için gerekli olan çökeltilerin hem mukavemeti hem de elektriksel iletkenliği doğrudan etkilediği bir süreçtir. CuNiSi alaşımı için ikili ve üçlü faz diyagramları aşağıdaki şekillerde sunulmuştur [49].



Şekil 2.8. Cu-Ni, Cu-Si, Si-Ni ikili faz diyagramları[47].



Şekil 2.9. Cu–Ni–Si üçlü sistemini oluşturan ikili faz diyagramları ve nominal alaşım bileşimleri [50].



Şekil 2.10. Cu-Ni-Si üçlü sistemin 3'lü faz diyagramı [51].

Cu-Ni-Si alaşımlarının güçlendirme mekanizması, katı çözelti güçlendirmesini, yaşlanma güçlendirmesini ve deformasyon sertleştirmesini içerir [52] [53]. Bu alaşımın güçlendirme yeteneği, özellikle yaşlanma işlemi sırasında çöken ince dağılmış Ni_2Si fazlarından kaynaklanır. Bu nedenle, mukavemet ve elektrik

iletkenliği, çökelen fazların dağılımı, sayısı ve boyutu ile yakından ilişkilidir. Deformasyon, alaşımın mukavemetini daha da artırabilir, ancak aynı zamanda elektrik iletkenliğini bir miktar düşürebilir. şu ana kadar yapılan araştırmalar, genellikle Cu-Ni-Si alaşımlarını üçlü alaşım sistemleri olarak ele almıştır. Diğer bir deyişle, dördüncü bir iz alaşım elementinin eklenmesinin etkisine odaklanan çok az araştırma bulunmaktadır [54].

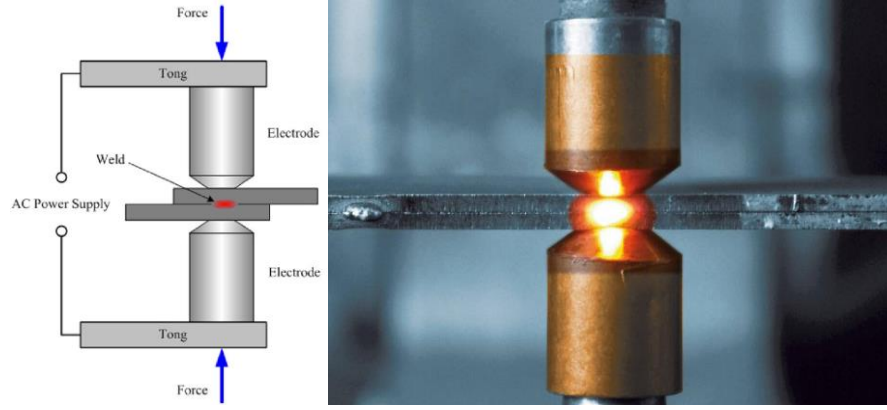
Cu-Ni-Si bakır alaşım sistemlerinde genellikle Cu, Ni ve Si alaşım elementlerinin oranları üzerine yapılan araştırmalara odaklanılmıştır. Rzakosz ve arkadaşları [55], CuNiSi alaşımının özellikleri üzerinde çeşitli silikon ilavelerinin (%0-%2,2) etkisini araştırmışlardır. Silikon ilavesinin artmasıyla birlikte, CuNiSi alaşımının çekme dayanımı ve sertliğinin arttığını, ancak uzama ve iletkenliğin azaldığını rapor etmişlerdir. Bu sonuçlar, aşağıda Çizelge 2.3'te sunulmuştur.

Çizelge 2.3. CuNiSi bakır alaşımına farklı oranlarda Si ilavesinin mekanik ve iletkenlik özelliklerine etkisi [55].

Si ilavesi %	Rm (MPa)	HB	A5 %	İletkenlik (MS)
0	148,4	55	48,8	34
0,8	332,6	98	26,8	12,6
1,3	360,1	132	14,6	10,1
1,7	420,6	145	9,6	9
2,2	355,8	164	6	6,5

2.3.12.2. CuNiSiCo Alaşımı

Cu-Ni-Si-Co alaşımları, CuNiSi alaşımına kıyasla daha mukavemetli ve yüksek iletkenliğe sahip olan bir corson alaşımı olarak kabul edilir. Bu özellikleri, özellikle yeni nesil entegre devreler gibi uygulamalarda bu alaşımın tercih edilmesine neden olmuştur. Cu-Ni-Si-Co alaşımları, yüksek mekanik dayanımları ve elektriksel iletkenlikleri nedeniyle elektronik bileşenlerde, konektör bileşenlerinde ve direnç kaynağı elektrotlarında yeni nesil yüksek performanslı malzeme olarak kullanılabilineceği literatürde bahsedilmektedir [51] [56].

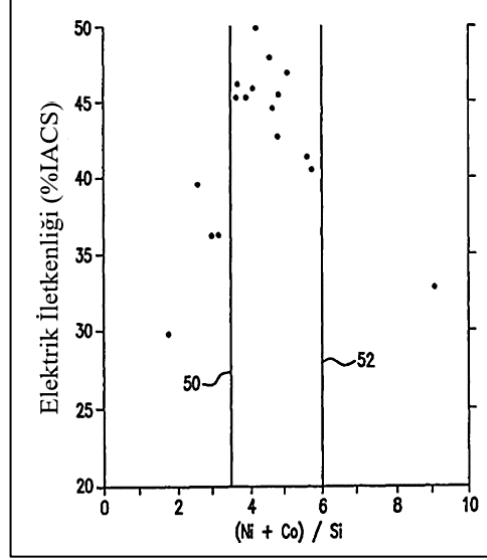


Şekil 2.11. Direnç Kaynağı prosesinin şematik ve endüstriyel kullanım alanı görüntüsü [57].

Co'nun Cu-Ni-Si alaşımları üzerindeki etkisi son 3 yılda büyük ilgi görmektedir. Co, Ni'den (1455°C) daha yüksek bir erime noktasına (1494°C) sahip olup, özellikle ısıya dayanıklı, antikorozyon ve sert alaşımlarda kullanılan umut vadeden bir hammaddedir. Co'nun etki mekanizması Ni'ninkine benzer özelliktedir. Çünkü bu elementler sırasıyla 8. grubun 27. ve 28. elementleridir [58]. Süper yüksek dayanıma sahip çoğu bakır alaşımının elektriksel iletkenlikleri, Cu-Be alaşımlarından (%22 IACS) daha düşük iletkenlik sergilemektedir. Cu-Ni-Si alaşımını diğer alaşımlara kıyasla %25,1 IACS gibi yüksek bir elektrik iletkenliğine sahiptir. Ek olarak, termomekanik işlem sırasında nano ölçekli $Ni_xSi(x = 2,3)$ çökeltilerinin oluşumu nedeniyle Ni ve Si içeriğinin artırılmasının Cu-Ni-Si alaşımlarının mukavemetini etkili bir şekilde artırabileceği bildirilmiştir [52]. CuNiSi alaşımını tipik çökeltilme sertleştirme alaşımları olarak, olağanüstü performanslarını temel olarak Ni_2Si çökeltilisinin Cu matrisindeki üniform dağılımına atfedilir [8]. Bununla birlikte, çözünen Si ve Ni atomları matristen tamamen çökelemez, bu da alaşımın elektriksel iletkenliğini önemli ölçüde azaltır. Cu-Ni-Co-Si alaşımını Cu-Ni-Si alaşımı ile karşılaştırıldığında, daha iyi elektriksel özelliklere sahiptir, çünkü bakır alaşımındaki Co elementi spinodal ayrışmayı baskılayarak etkili bir şekilde Si'nin çökmesini teşvik etmektedir [59]. Son zamanlarda, araştırmacılar yeni nesil yüksek performanslı Cu-Ni-Co-Si alaşım sistemine yönelik çalışmalar yapmışlardır.

W. Chen ve arkadaşları [60] genel olarak nikel ve silikon içeriğinin artırılması, Cu-Ni-Si alaşımının mekanik özelliklerini iyileştirebildiklerini ancak alaşımda yetersiz çökelme nedeniyle elektrik iletkenliğinin azalmasına neden olacağını söylemektedir.

Bununla birlikte Co ilavesinin, elektriksel iletkenliklerinde büyük bir kayıp olmaksızın Cu–Ni–Si alaşımlarını güçlendirdiği kanıtlamışlardır.

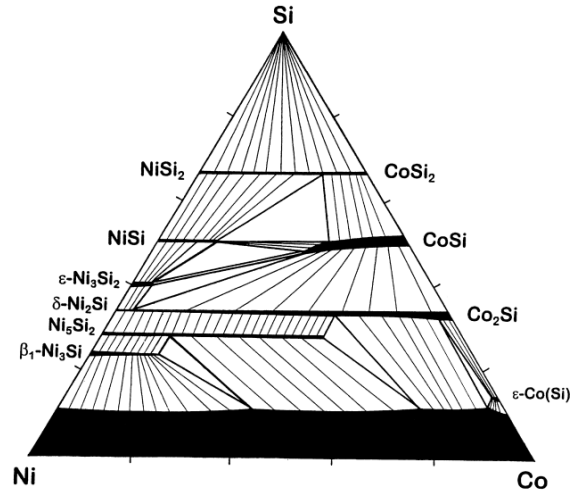


Şekil 2.12. Ni / Co oranının bir fonksiyonu olan alaşım bileşim miktarının elektriksel iletkenliğine etkisi [43].

Atsushi ve arkadaşları [59] Co eklenmesinin çökelme fazının aralığını azalttığını ve dislokasyon mukavemetini arttırdığını tespit etmişlerdir. Öte yandan Xiao [61] ve Huang [62] ağırlıkça% 1.2 Co ilavesiyle elde edilen $(Ni, Co)_2Si$ fazı çekirdeklenmeyi hızlandırdığını, spinodal ayrışmayı bastırdığını ve elektriksel iletkenliği geliştirdiğini ortaya koymuşlardır.

Krishna [63] ve Zhao [64] ağırlıkça %1,0 Co ilavesinin aynı anda Ni_2Si ve Co_2Si 'ye bağlı olarak daha yüksek mukavemet ve elektrik iletkenliği sağladığını, ağırlıkça %1.5 Co ilavesinin ise alaşımların entegre özelliklerini bozacağını ortaya çıkardıklarını bildirmişlerdir.

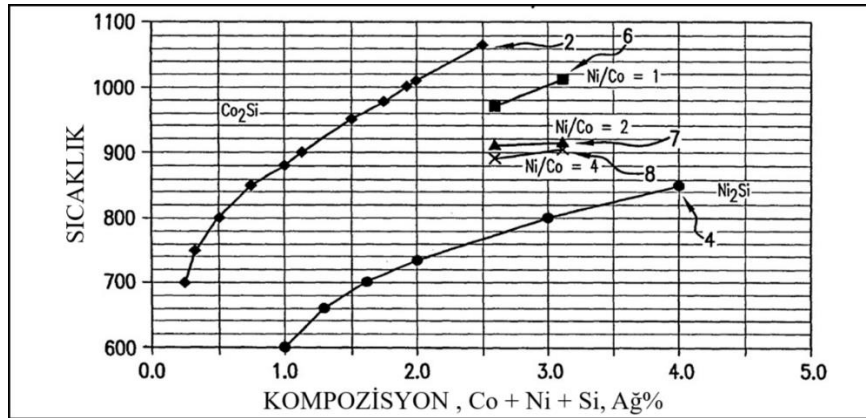
J.A. van Beek ve arkadaşları [65] $800^{\circ}C$ 'de Ni-Co-Si üçlü denge faz diyagramına göre, Co sürekli katı çözelti malzemede $(Ni, Co)_2Si$, $CoSi$ veya $CoSi_2$ halinde bulunduğunu belirtmişlerdir (Bkz. Şekil 2.13).



Şekil 2.13. 800°C'deki Co-Ni-Si üçlü faz diyagramının izotermal kesiti [65].

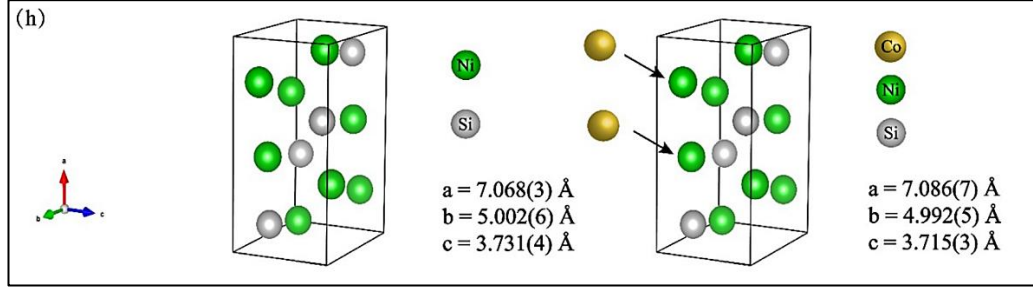
DAS M.L.A ve arkadaşları [66] 800°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda CoSi_2/Si arayüzünün, Co'nun doğal SiO_2 ile aglomerasyonu ve aşırı reaksiyonu nedeniyle aşırı derecede pürüzlü hale geldiğini ve yoğun bir yüzey temizleme işlemi gerektirdiğini belirtmektedir.

ZHAO F.F ve arkadaşları [67] Ni_2Si 'nin, CoSi_2 'ye kıyasla daha düşük bir dirence sahip olduğunu ve oluşumu ve büyümesinin daha az silisyum tüketimi gerektirdiğini tespit etmişlerdir. Ancak, 700°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda silisin dirençli NiSi_2 'ye dönüştüğü için termal kararlığının nispeten zayıf hale geldiğini belirtmişlerdir. Bu zayıf termal kararlığı, Ni/Si ara yüzeyine Co veya Ir alaşım elementleri eklenerek kısmen ortadan kaldırıldığı ifade edilmiştir [68].



Şekil 2.14. Ni / Co oranının bir fonksiyonu olan alaşım bileşim miktarındaki solvus eğrileri [43].

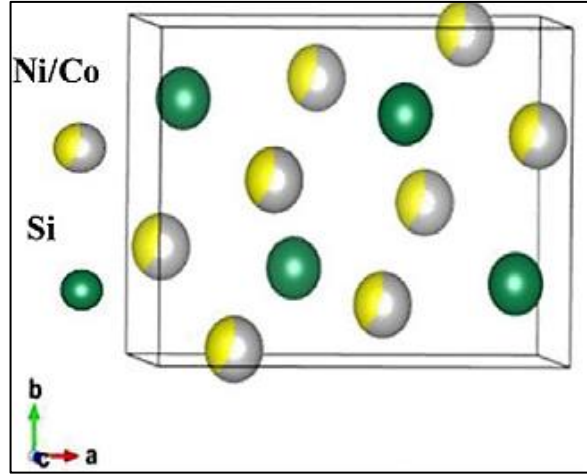
J. Li ve arkadaşları [69] çökeltme fazının morfolojisinin, ağırlıkça %1.6 Co alaşımının farklı kırınım yönleri boyunca disk şeklinde olduğunu ve matris ile ikinci faz arasında bir oryantasyon ilişkisinin var olduğunu bildirdi. Sonuç olarak, Cu-Ni-Co-Si alaşımları, Cu-Ni-Si alaşımlarına kıyasla daha iyi genel performansa sahip olduğunu tespit etmişlerdir.



Şekil 2.15. Ni_2Si ve $(\text{Ni}, \text{Co})_2\text{Si}$ intermetalik fazlarının kristal yapılarının şematik gösterimi [70].

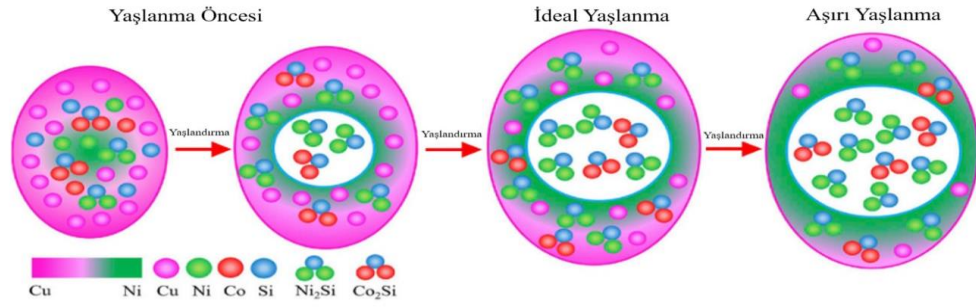
Xiangpeng Xiao ve ekibinin yaptığı çalışmaya göre [54], Co ilavesinin spinodal ayrışmanın oluşumunu geciktirebileceği, ancak Ni elementinin bu süreci biraz hızlandırabileceği belirlenmiştir. Bu durumun nedeni, Co'nun Cu içinde küçük bir katkı çözünürlüğe sahip olması ve bu nedenle spinodal ayrışmanın başlaması için gerekli olan boşlukların hareketini engellemesi olarak açıklanmıştır. Ayrıca, Co ve Si'nin ikinci fazın oluşumu için bağlanma enerjisinin, Ni ve Si'nin bağlanma enerjisinden daha büyük olduğu tespit etmişlerdir.

Y. Liu ve arkadaşları [71] Ni_2Si 'nin kristal yapısı ortorombik olduğunu aynı zamanda Co atomları Ni atomlarının yerini alarak Şekil 2.16'da sunulan $(\text{Ni}, \text{Co})_2\text{Si}$ 'nin kristal yapısının modellenmesini ortaya koymuşlardır.



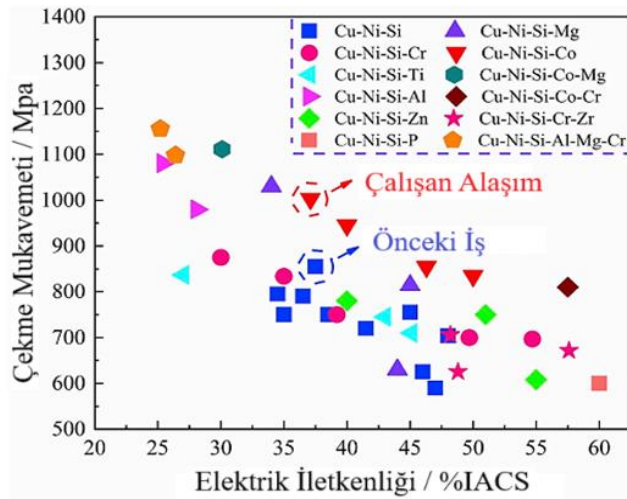
Şekil 2.16. $(Ni,Co)_2Si$ intermetalik fazın kristal yapısı [71].

Jiang Li ve arkadaşları [8] Cu-Ni-Co-Si alaşımının farklı yaşlandırma ısı işlem sürelerinde meydana gelen çökeltme evrim mekanizmasını 3DAP ve TEM analiz sonuçlarıyla (Bkz. Şekil 2.17) açıklamışlardır. Araştırmacılar, 5 dakikalık yaşlanmanın erken aşamasında, matristeki çözünen atomların, çekirdeklenme itici kuvveti altında çökelmeye başladığını belirtmişlerdir. Co ve Si'nin çekirdeklenme itici güçlerinin Ni ve Si'ninkinden daha büyük olduğunu, bu nedenle Co'nun tercihen Si ile birleşerek Co_2Si fazlarını oluşturduğunu ancak alaşımdaki Co atomlarının düşük içeriğinin tüm Si atomlarını tüketmeye yetmediğini tespit etmişlerdir. Bu durumun aynı anda Ni_2Si fazlarının oluşmasına yol açtığını ve bu süreçte bölge I'in ortaya çıktığını ve çok sayıda Cu atomu içerdiğini keşfetmişlerdir. Yaşlanma süresi 15 dakikaya uzatıldığında, bölge I'deki Cu atomlarının sürekli olarak harici Ni atomları ile ikame edilerek bir Ni_2Si fazı oluşturduğunu ve buna bölge I'in genişlemesi eşlik ettiğini belirlemişlerdir. Bu durumda, çekirdekte başlangıçta $(Ni, Co)_2Si$ fazının oluştuğunu, ancak çökeltelerin hala çok sayıda Cu atomu içerdiğini belirtmişlerdir. 1 saatlik pik yaşlanma durumunda ise çekirdekte, yani II. bölgede stabil bir $(Ni, Co)_2Si$ fazının oluştuğunu ve ayrıca I ve II bölgelerinde bulunan çökeltelerin kalınlığının giderek arttığını ifade etmişlerdir. Aşırı yaşlandırma aşamasında, bölge I'in kalınlığının yavaşça stabil bir $(Ni, Co)_2Si$ fazına sahip bölge II'nin kalınlığıyla değiştiğini, bu da çökeltelerin kabalaşmasına neden olduğunu tespit etmişlerdir.



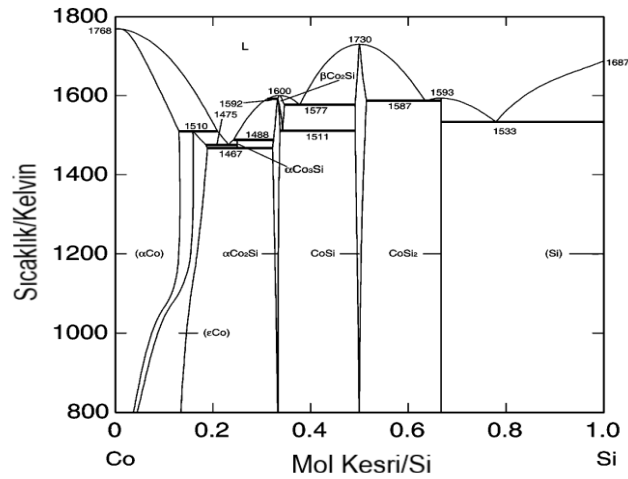
Şekil 2.17. Faz çekirdeklenmesinin ve kabalaşma evrim mekanizması [8].

Jiang Li ve arkadaşları [8] Cu-Ni-Si sistemine eklenen eser alaşım elementleri ile çekme mukavemeti ve elektriksel iletkenlik arasında bir karşılaştırma sunmuştur (Bkz. Şekil 2.18). Al ve Mg'nin eklenmesinin temel olarak alaşım mukavemetini artırdığını, Zn ve P'nin eklenmesinin ise alaşımın elektrik iletkenliğini önemli ölçüde artırdığını belirtmişlerdir. Ayrıca, Şekil 2.18'de mavi okun üçlü Cu-Ni-Si alaşımının özellikleriyle ilgili önceki bir çalışmaya atıfta bulunurken, kırmızı okun, makalede incelenen dördüncül Cu-Ni-Co-Si alaşımına atıfta bulunduğu dikkat çekmişlerdir. İki alaşımın özelliklerini karşılaştırarak, Ni'nin bir miktar Co ile değiştirilmesinin, alaşımın gücünü etkili bir şekilde artırabileceğini ve iletkenliği azaltmadan performansı iyileştirebileceğini ifade etmişlerdir. Sadece eser elementler ilave etmek yerine, alaşım elementlerinin bir kısmını yeni elementlerle değiştirmenin, alaşım elementlerinin toplam içeriğini değiştirmemesini sağladığını belirtmişlerdir. Bu temelde, uygun bir kombine termomekanik işlem süreci tanıtarak yeni alaşımların tasarımına rehberlik edebileceğini ifade etmişlerdir.



Şekil 2.18. Cu-Ni-Si-X sistem alaşımlarının fiziksel özellikleri [8].

Ishida ve arkadaşları [72] Co-Si sisteminde, deneysel faz diyagramının ve termodinamik verilerin bir değerlendirmesini gerçekleştirmişlerdir. Çalışma sonucunda beş ara faz ($\alpha\text{Co}_3\text{Si}$, $\beta\text{Co}_2\text{Si}$, $\alpha\text{Co}_2\text{Si}$, CoSi and CoSi_2) ve dört çözelti fazını ((αCo) , (εCo) , sıvı (Si)) değerlendirmeye dahil etmişlerdir. Choi [73] modellemesinde Co_2Si 'nin iki modifikasyonu olduğunu bunların $\beta\text{Co}_2\text{Si}$ ve $\alpha\text{Co}_2\text{Si}$ aynı faz, ara fazların ise homojen olduğunu tespit etmişlerdir.



Şekil 2.19. Schmid-Fetzer [74] tarafından PANDAT programı kullanılarak Choi'nin [73] parametrelerine dayalı olarak hesaplanan Co-Si faz diyagramı.

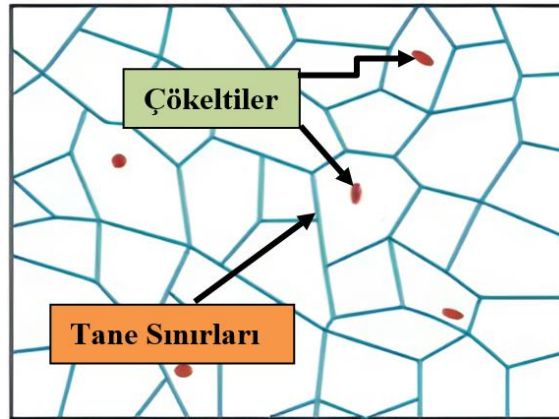
Lijun ve arkadaşları [74] tarafından 400-1800 K sıcaklık aralığında Co_2Si 'nin yüksek sıcaklık entalpi artışlarını adyabatik kalorimetri kullanarak incelemişler (Bkz. Şekil 2.20). Araştırmacılar Co_2Si için düşük sıcaklıkta ısı kapasitesi verisi olmadığını belirlemişlerdir.

No.	Kompozisyon (at.% Si)	Faz ^a	DTA signal (K) ^b
1	12	(Co)	1597, 1670
2	20	(Co) + Co_2Si	$\approx 1459, 1478, 1514, 1547-1621$
3	29.6	(Co) + Co_2Si	1464 ^c , 1567-1602
4	40	Co_2Si + CoSi	1517, 1572
5	60	CoSi + CoSi_2	1585, 1623
6	66.67	CoSi_2	1591
7	72	CoSi_2 + (Si)	1535, 1570
8	86	CoSi_2 + (Si)	1530, 1597

Şekil 2.20. Co-Si sistemindeki fazların ve DTA sinyallerinin değerleri [74].

Temel Corson alaşımlarının kimyasal bileşimlerdeki değişiklikler, parçacıkların hacim fraksiyonunu arttırmayı ve/veya çökeltilerin termal stabilitesini iyileştirmeyi amaçlar. Bu amaçla alaşım elementlerinin rolünün anlaşılması gerekmektedir. Nikel, silikonun bakırdaki çözünürlüğünü azaltır. Bu durum kobalt için de geçerlidir. Yarı ikili faz diyagramlarından, silisit oluşturan elementler Ni, Co ve Si'nin toplamına bağlı olarak silisidlerin solvusunda bir artış olduğu sonucuna varılabilir. Solvus hattının sıcaklığı Co'nun Ni'ye oranıyla da artmaktadır [45].

Örneğin, saf Ni_2Si 'nin solvus sıcaklığı, ağırlıkça %2.5 Ni artı Si için 770 °C ve ağırlıkça %3 için 800 °C'dir. Karşılaştırma amacıyla, saf Co_2Si 'nin çözelti tavlama sıcaklığı, ağırlıkça %2.5 Co artı Si için yaklaşık 1070 °C'dir. Ağırlıkça %2,5'lik Ni, Co ve Si bileşim toplamında Ni:Co oranının 1 olmasıyla çözelti tavlama sıcaklığı 960 °C'ye düşürülür [43]. Co-silisitlerin üstün sertleşme etkisi de Fujiwara [75] tarafından güçlendirme etkisinin çökelti boyutuna, kristalografik yapıya ve ilgili parçacıklar arasındaki mesafeye bağlı olduğunu tespit etmiştir. Aynı zamanda etkili nikel ve kobalt silisidlerin yarıçapı 100 nm'den az olması gerektiğini vurgulamaktadır.



Şekil 2.21. CuNiSiCo alaşımının şematik mikroyapı görüntüsü [76].

Bakır alaşımları için tipik çözelti tavlama işlemleri 900 ila 1000 °C'de gerçekleştirilir. Optimize edilmiş çözelti tavlaması, minimum elektrik iletkenliği ile doğrulanabilir. Malzemelerin daha mukavemetli ve yüksek iletkenlikte olması için tane boyutlarının 20 nm veya daha küçük olması arzu edilir. (Ni+Co)/Si oranı 3.8 ila 5 arasında olduğunda akma dayanımı ve elektrik iletkenliğinin optimize edilmiş bir kombinasyonu elde edilebilir. Artan çözelti sıcaklığı nedeniyle, kobalt-silikitler Co_2Si

ile sertleştirilen bakır alaşımları yalnızca Ni₂Si içeren alaşımlarla karşılaştırıldığında daha iyi bir gerilim gevşeme direnci ortaya koymaktadır. Silisitlerle sertleştirilen bakır alaşımlarının güçlendirilmesi, (Ni, Co)₂Si çökeltilerinin ortorombik kristal yapısı oP12'nin yarı tutarlılığından dolayı Orowan mekanizmasına dayanmaktadır [77]. Parçacık sertleşmesinin $\Delta\sigma$ akma dayanımına katkısı, hacim oranının f artırılması ve çökeltilerin parçacık yarıçapının r azaltılmasıyla iyileştirilebilir:

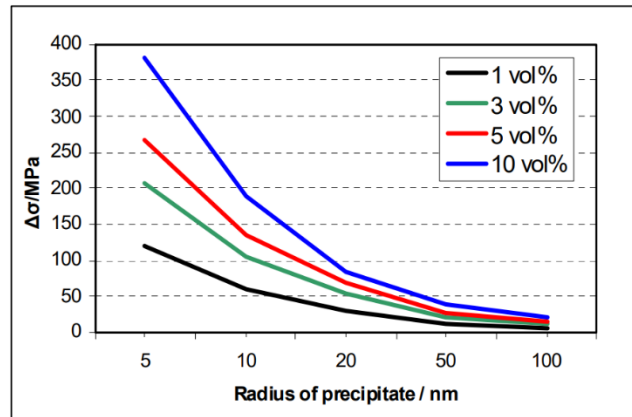
$$\Delta\sigma \cong 6\sqrt{f}\Delta\sigma \cong 6\frac{\sqrt{f}}{r}$$

Bu formül Orowan yaklaşımından türetilmiştir [78]

$$\Delta\sigma \cong 0.8Gb\sqrt{n_A}$$

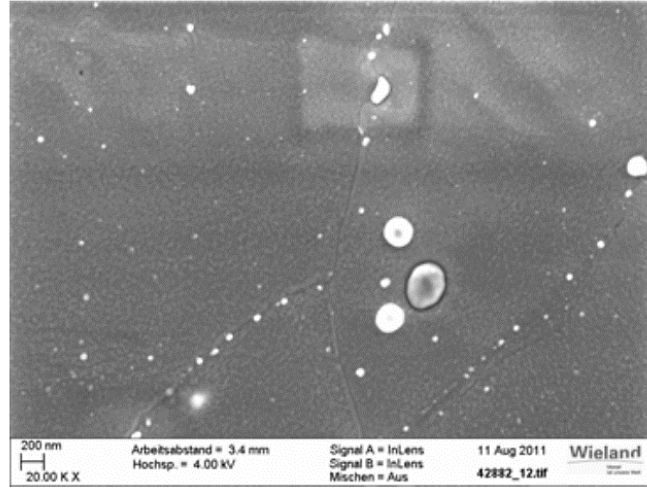
(G: = bakırın kayma modülü; b: = Burgers-vektörü; n_A: kayma düzlemi içinde birim alan başına düşen parçacık sayısı)

Şekil 2.22 çökelti boyutunun ve hacim oranının, çökeltilerle güçlendirme üzerindeki etkisini açıklamaktadır. Akma mukavemetinde 100 MPa'lık bir kazanç için, yarıçapı 10 nm'den küçük olan ve hacim oranı yüzde 3 veya daha fazla olan, çoğunluğu çok küçük çökeltilerden oluşan bir mikro yapı gereklidir [45].



Şekil 2.22. Orowan mekanizmasına göre çökelti parçacık boyutu ve hacim oranının akma dayanımı artışı üzerindeki etkisi [45].

Kuhn ve arkadaşları [45] Corson tipi alaşımların mukavemetini ve termal stabilitesini geliştirmeye katkıda bulunan diğer elementlere örnek olarak kobalt, nikel, silikon, magnezyum ve kromu göstermişlerdir. Düşük alaşımlı CuNi1Co1Si'nin mikro yapısından farklı olarak, kromun kaba krom içeren silisitler oluşturduğunu belirtmişlerdir (Bkz. Şekil 2.23). Ancak, bu tür kaba çökeltilerin bir dezavantajının olduğunu burada konnektör üretim kökündeki damgalama aletlerinin aşınmasına neden olduğunu tespit etmişlerdir.

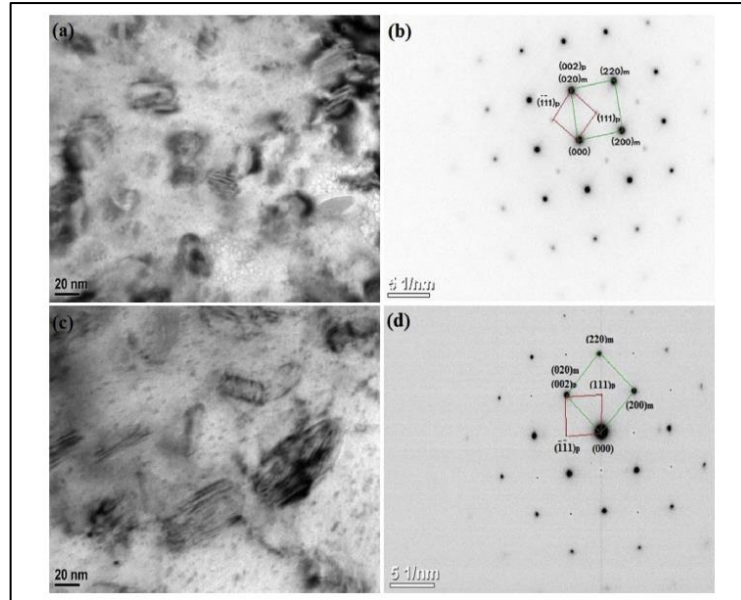


Şekil 2.23. CuNi1Co1Si alaşımındaki çökeltilerin taramalı elektron mikroskop görüntüsü [45].

Xiao ve arkadaşlarının [61] araştırmasına göre, genellikle çökeltilerin mikrosertlik/kuvvet üzerinde pozitif bir etkisi ve elektriksel iletkenlik üzerinde negatif bir etkisi olduğu bilinirken, bu çalışmada Co ilavesinin elektriksel iletkenlik ve mikrosertlik/kuvvet üzerinde olumlu bir etki sağladığı belirtilmiştir. TEM ve SADP sonuçlarının analizi, Cu-Ni-Si alaşımlarında spidonal ayrışma oluştuğunu gösterirken, Cu-Ni-Co-Si örneklerinde bu olguya rastlanmadığı ifade edilmiştir. Başka bir deyişle, Cu-Ni-Si alaşımları için klasik faz dönüşüm sırasının şu şekilde olduğu belirtilmiştir: (i) YMK(Cu)-(ii) YMK(Cu)+YMK(Ni,Si)-(iii) DO_{22} -(iv) δNi_2Si ; ve Cu-Ni-Co-Si alaşımları için ise spidonal ayrışma veya DO_{22} sıralaması olmazken (i) YMK(Cu) - (ii) $(Ni,Co)_2Si$ olduğu ifade edilmiştir.

Elektrik iletkenliğinin, daha az matris ve daha çok çökeltilerden kaynaklandığı, bu nedenle YMK (Ni, Si) matrisinin olmamasının daha yüksek elektriksel iletkenliğe yol

açtığı belirtilmiştir. Ayrıca, Co'nun YMK yapısından ziyade HMK yapısına sahip olduğu, bu nedenle Co'nun YMK matrisinde çözünmenin zor olduğu ifade edilmiştir. δ -Ni₂Si fazının, δ -Co₂Si fazının prototipine sahip olduğu ve bu iki fazın sürekli katı çözelti oluşturabildiği ifade edilmiştir. Bu nedenle, Ni atomlarının bir kısmının Co atomlarıyla değiştirilmesinin, Cu matrisinde daha az Ni atomuyla sonuçlanması ve aynı zamanda daha fazla (Ni, Co)₂Si fazının oluşması, Spinodal ayrışmanın YMK(Cu) + YMK(Si)'ye daha az eğilimini gösteren Cu matrisindeki Si bileşimini azaltacağı belirtilmiştir. Bu durum aynı zamanda alaşımların elektrik iletkenliğini iyileştirmeye yardımcı olduğu öne sunulmuştur.

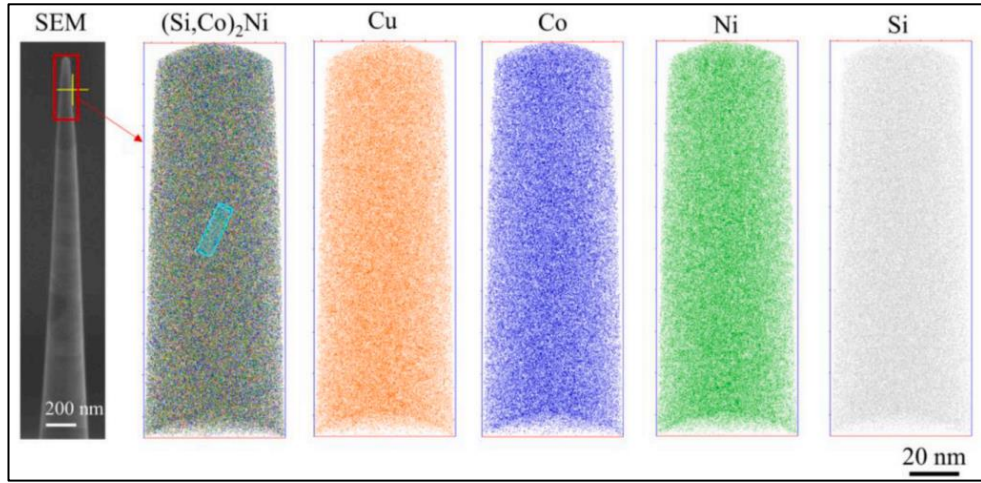


Şekil 2.24. 500 C'de 16 saat yaşlandırılmış Cu-2.8Ni-0.6Si ve Cu-1.4Ni-1.2Co-0.6Si örneklerinin parlak alan görüntüleri ve seçili alan kırınım desenleri (SADP). (a) Parlak alan görüntüsü Cu-2.8Ni-0.6Si, (b) Cu-2.8Ni-0.6Si örneğinin SADP'si; (c) Cu-1.4Ni-1.2Co-0.6Si örneğinin parlak alan görüntüsü; (d) Cu-1.4Ni-1.2Co-0.6Si örneğinin SADP'si [61].

Qiangsong Wang ve arkadaşları [79] alaşımlı elementlerin düşük çözünürlüğünün, aşırı doymuş Cu matrisinde çökmesiyle, bakır matrisin iletkenliğini arttırdığını gözlemlemişlerdir. Üçlü bakır bazlı alaşımlarda (örneğin, Cu-Ni-Si), iki çözünen madde oranının, yalnızca bir ara bileşiğin oluşmasını ve bakır matrisinde çözünecek neredeyse hiç çözünen madde bırakmamasını sağlayacak şekilde seçildiğini belirtmişlerdir. Örneğin, sırasıyla Ni₂Si, Co₂Si veya Cr₃Si çökeltilerinin oluşumunu sağlamak için Ni:Si oranı 2:1, Co:Si oranı 2:1 veya Cr:Si oranı 3:1 seçildiğini

söylediler. Bu çökeltiler genellikle, belirli oryantasyon ilişkileri ile bakır matrisin bazı alışkanlık bölgelerinde oluşturulduğunu ifade etmişlerdir.

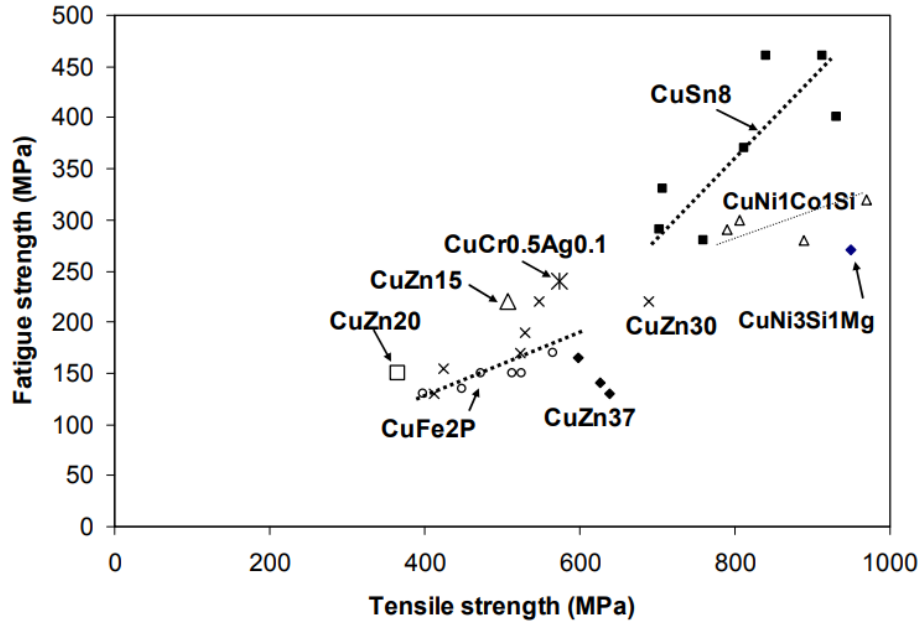
Wei ve arkadaşları [80] tarafından gerçekleştirilen çalışmada, 350°C'de 2 saat süren yaşlandırma ısıl işlemi sırasında Cu-Ni-Si-Co alaşımındaki çökelmiş (Ni, Co)₂Si'nin 3D-APT morfolojisine odaklanmışlardır (Bkz. Şekil 2.25). Ni, Co ve Si'nin (Ni, Co)₂Si çökeltme aşamasında oldukça düzgün bir şekilde dağıldığı ve herhangi bir zenginleşme olayının olmadığı açıkça gözlemlenmiştir. Bu, (Ni, Co)₂Si kompozit fazındaki Ni₂Si ve Co₂Si fazlarının düzgün bir şekilde dağıldığını ve tek bir fazda üst üste zenginleşme olmadığını belirlemiştir.



Şekil 2.25. 350 °C'de 2 saat yaşlandırılmış Cu-Ni-Si-Co alaşımının çökelmiş fazındaki 3D-APT morfolojisi ve çözünen atom oranı [80].

Bakır bazlı konektörlerin ve yayların işlevselliği açısından en kritik özelliklerden biri, bükülme, itme-çekme veya burulma gibi yüklemeye koşulları altında milyonlarca döngü boyunca tekrarlanan döngüsel yüklere dayanma yeteneğidir. Yüksek performanslı bakır alaşımlarının yorulma mukavemetleri, saf bakırinkini birkaç yüz MPa'ya kadar aşar ve sertleştirilmemiş sade karbon çeliğinden, ostenitik çeliklerden veya en azından su verilmiş ve temperlenmiş çeliklere eşit olanlardan daha üstündür. Şekil 2.26'da çeşitli bakır alaşımlarının yorulma mukavemetleri (10^7 döngü dayanıklılık mukavemeti) sunulmuştur. Diğer metalik malzemelere ve alaşımlara benzer şekilde, yorulma mukavemeti ile çekme mukavemeti arasında (pürüzsüz, çentiksiz numuneler için) ampirik bir ilişki vardır. Aynı kimyasal bileşim içinde yorulma mukavemeti,

çekme mukavemetinin artmasıyla birlikte artmaktadır. Yorulma mukavemeti/gerilme mukavemeti oranı alaşımdan alaşıma büyük ölçüde farklılık gösterir ve genelde 0.25-0.55 aralığındadır. CuNi1Co1Si elektromekanik bağlantı alaşımlarının ters bükülme altında yorulma mukavemetleri 300 - 450 MPa aralığında olup yeni nesil yüksek teknoloji ürünlerinde cazip malzeme haline gelmiştir [45].



Şekil 2.26. CuNi1Co1Si ve farklı bakır bazlı alaşımların yorulma mukavemetleri [45].

BÖLÜM 3

BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARININ AŞINMA VE KOROZYON ÖZELLİKLERİ

3.1. AŞINMA ÖZELLİKLERİ

Yüksek bakır alaşımları olağanüstü elektriksel ve termal iletkenlikleriyle mühendisleri cezbeder, ancak doğal yumuşaklıkları kritik bir zorluğu da beraberinde getirir. Bu kritik zorluk aşınma direncidir. Sürtünme, aşınma veya erozyon içeren uygulamalarda saf bakır kolaylıkla malzeme kaybına uğrayarak performanstan ve kullanım ömründen ödün verir. Çeşitli aşınma mekanizmaları yüksek bakır alaşımlarının ömrünü tehdit etmektedir. Başka bir yüzeye temas ettiğinde mikroskobik kaynaklanma ve yırtılmanın meydana geldiği adhesif aşınma, hızlı malzeme kaybına neden olabilir. Sert parçacıkların yüzeyi çizip oyarak neden olduğu abrasif aşınma, bozulmayı daha da hızlandırır. Ek olarak, sıvıların veya parçacıkların etkisinin neden olduğu erozyon, bazı yüksek hızlı uygulamalarda özellikle zararlı olmaktadır [81].

Bakır alaşımlarından yapılan yüksek iletkenlik barındıran direnç kaynak elektrotlarında aşınma direncinin kritik rolünü anlamak çok önemlidir. Sıkıştırma ve basınç uygulaması sırasında iş parçasıyla sürtünme, aşındırıcı aşınmaya yol açarken, kaynak noktasında yoğunlaşan yoğun ısı, oksidatif aşınmayı ve uçta potansiyel erimeyi tetikler. Ayrıca, hızlı ısıtma ve soğutma döngüleri, elektrotun bütünlüğünü tehlikeye atarak termal yorgunluğa neden olur. Elektrot aşınması kaynak kalitesi ve üretim akışı açısından önemli bir tehdit oluşturur. Temas alanı azaldıkça akım yoğunluğu artar, bu da sıçramaya, tutarsız kaynak mukavemetine ve potansiyel elektrot yapışmasına yol açar [82]. Elektrotların sık sık değiştirilmesi yalnızca aksama süresine neden olmakla kalmaz, aynı zamanda üretim programlarını bozar ve maliyetleri artırır. İyileştirme yöntemlerinin ilk hareketi malzeme seçiminde yatmaktadır. CuCrZr gibi yüksek mukavemetli bakır alaşımları ve dispersiyonla güçlendirilmiş bakırlar doğal avantajlar

sunar. Krom ve zirkonyum gibi elementlerle güçlendirilmiş sağlam mikro yapıları deformasyona ve aşınmaya karşı dayanıklıdır. Malzeme seçiminin ötesinde, elektrotun mikro yapısının değiştirilmesi malzemenin aşınma dayanımı artırır. Soğuk işleme veya özel ısı işlemler yoluyla tane inceltme, daha yoğun, daha ince taneli bir yapı oluşturarak mukavemeti ve termal yorgunluğa karşı direnci artırır. Mikro yapıdaki ikincil fazların kontrollü çökmesi, aşınmaya karşı savunmasını daha da güçlendirir [83].

Yüksek bakır alaşımlarının doğası gereği çok yönlülüğü, aşınma direncini önemli ölçüde artıran stratejik modifikasyonlara olanak tanır. Belirli alaşım elementleri olan kalay, çinko, alüminyum veya nikel gibi elementlerin eklenmesi bakır matrisini güçlendirir, dislokasyon hareketini engelleyerek malzemeyi deformasyona ve malzeme kaybına karşı daha dayanıklı hale getirir. Örneğin alüminyum bronzları, mikro yapı içerisinde alüminyum açısından zengin sert fazların oluşması nedeniyle üstün aşınma direncine sahiptir. Alüminyum bronzlarından elde edilen dökme kovanlı yataklar, büyük ölçüde mükemmel tribolojik özelliklerinden dolayı bakır alaşımları için önemli bir uygulamadır. Kovanlı yataklar için, karşılaştırılabilir mukavemete sahip hiçbir malzeme, çeliğe karşı düşük aşınma oranları açısından alüminyum bronzlarla boy ölçüşemez [84]. Sonsuz dişliler için nikel bronzları ve kalay bronzları aşınma dirençlerinden dolayı endüstri standartlarıdır. Aynı derecede önemli olan, bakır alaşımlarının geniş mekanik özellikleri, tasarımcının belirli bir alaşımının aşınma direncini artırmak için hassas çalışma gereksinimleriyle aşınmaya dirençli malzeme üretimi sağlamaktadır [85].

3.1.1 Temel Aşınma Türleri

Metalik yüzeyler üzerinde adsorbe edilmiş filmlerin ve oksit tabakalarının uzaklaştırılması, iki yüzeyin birbirleriyle temas ettiği ara yüzeyde son derece güçlü bir yapışma oluşturur [86]. Bu temas sonucu meydana gelen aşınma olayına genellikle "adhesif aşınma" denir. Film tabakasındaki kusurlar, sert cisimler arasındaki göreceli harekete zarar verir ve kaçınılmaz olarak temas eden yüzeylerde ciddi bozulmalara neden olur. Film malzemesi sert parçacıklar içeriyorsa veya sadece bir gövdeye karşı koruma sağlamadan, başka bir gövdeye karşı çalışıyorsa, bazen çok hızlı bir şekilde

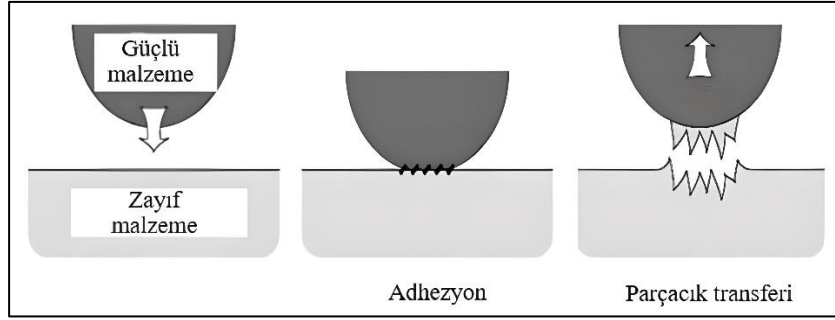
gerçekleşebilen "abrasif aşınma" olarak bilinen bir aşınma şekli ortaya çıkar. Film malzemesi, temas eden gövdenin kimyasal saldırısı sonucu meydana gelir ve bu durum yüzeyler arasında bir miktar yağlanma oluştursa da ana aşınma neredeyse tahmin edilebilir. Bu tür aşınma genellikle "korozif aşınma" olarak adlandırılır. Atmosferik oksijen bu durumda aşındırıcı bir ajan olarak görev yapar, ve daha sonra "oksidatif aşınma"nın meydana gelmesi beklenir [87].

3.1.1.1. Adhesif Aşınma

Bakır alaşımları genellikle tribolojik uygulamalarda yüksek performans sergilemelerine rağmen, adhesif aşınma etkilerine karşı duyarlıdır. Özellikle yüksek sürtünme koşullarında, temas yüzeylerindeki adhezyon kuvvetleri artabilir ve malzeme kaybına neden olabilir. Bu durum, birçok çalışma tarafından vurgulanmıştır ve bakır alaşımlarının adhesif aşınmaya duyarlılık gösterdiği ortaya konmuştur [88]. Adhesif aşınma, yüksek aşınma oranları ve büyük sürtünme katsayıları ile karakterize edilen ciddi bir aşınma durumudur. Bu durum, özellikle metallerde hızlı yüzey hasarına ve kayma hareketinin büyük ölçüde engellenmesine neden olabilir.

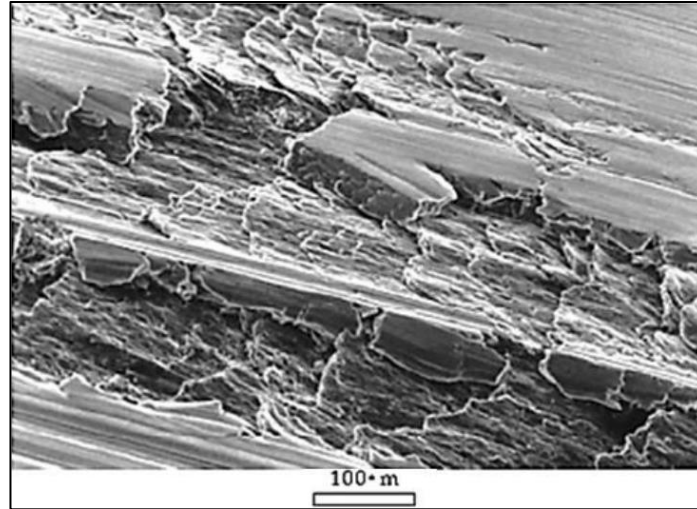
Metaller, adhesif aşınmaya karşı özellikle hassas olup, bu durum özellikle metalin kimyasal ve fiziksel özellikleriyle ilgilidir. Altın, platin gibi soy metaller ve diğer metaller, oksit filmi ile çevrilmişlerdir ve bu film sadece birkaç nanometre kalınlığındadır. Bu oksit filmi, uygun temasın oluşmasını engeller ve sert aşınmayı önler. Metalin yüksek sertliği, büyük elastik modülü ve yüzey enerjisi de yapışmayı engelleyen diğer parametrelerdir.

Çeşitli metal alaşımları üzerinde yapılan bir dizi test, güçlü bir yapışma durumunda, Şekil 3.1'de şematik olarak gösterilen şekilde, daha zayıf bir metalden daha güçlü bir metale transferin gerçekleştiğini göstermiştir. Elektron hareketi, metaller arasında, iki eşit veya farklı metalik element arasında kuvvetli bir yapışma bağlantısının oluşmasına izin verir. Yapışmayı önleyici bir faktör, plastik deformasyon ve bu sayede yüzeyler arasında tam temasın sağlanmasına katkıda bulunan minimum yüküdür [87].



Şekil 3.1. Adhesif aşınma mekanizması [89].

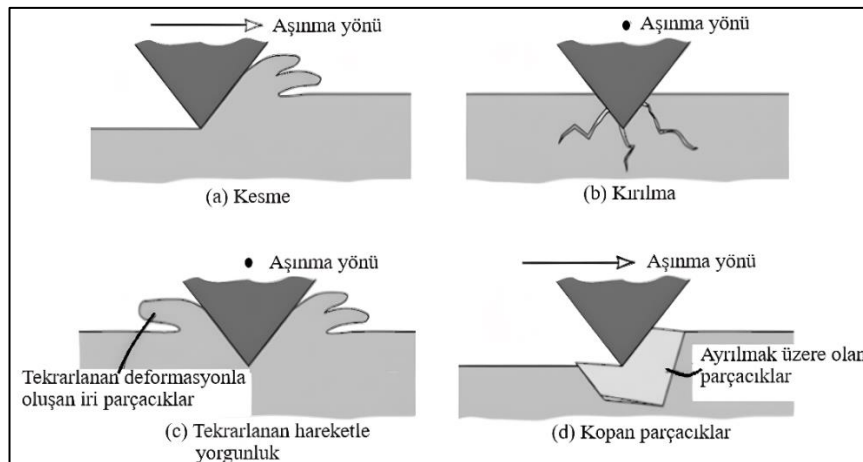
Yapıştırıcı aşınmanın kontrolsüz bir şekilde ilerlemesine izin verilmesi, artan sürtünme ve transfer parçacıklarının genişlemesi gibi sonuçlar doğurabilir. Farklı durumlarda, transfer parçacıkları kayma temas bölgelerini ezme eğiliminde olabilir. Adhesif aşınmanın neden olduğu ek bir zorluk, yüksek aşınma oranı ve sert yüzey hasarı gibi etkilerin açıkça görüldüğü Şekil 3.2'dir. Katılar arasındaki yapışmayı azaltmak veya ortadan kaldırmak nispeten mümkündür. Yüzey oksit katmanları ve malzeme kirlilikleri, adhesif aşınmanın azalmasına katkıda bulunabilir. Yapışma, özellikle formüle edilmiş yağlayıcıların dikkatli bir şekilde kayma malzemeleri arasında kullanılmasıyla da düzeltilmeye olanak tanır [87].



Şekil 3.2. Adhesif aşınma ile aşınmış Al-Si alaşımlı yüzey [89].

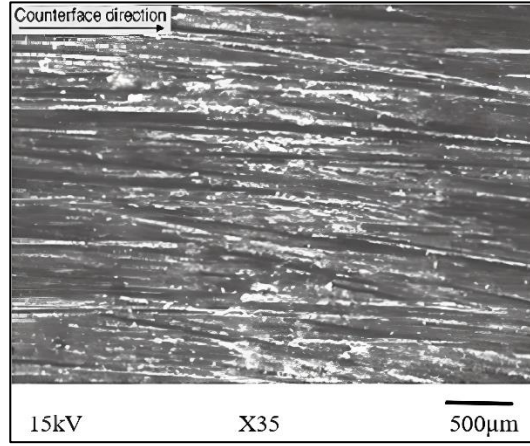
3.1.1.2. Abrasif Aşınma

Abrasif aşınma, bir yüzey üzerinde katı parçacıklar yoluyla meydana gelen malzeme kaybıdır. Abrasif aşınma, aynı veya yüksek sertlik içeren bir maddenin parçacıklarına sert bir nesne yüklendiğinde meydana gelir. Herhangi bir malzeme, büyük kısmı çok yumuşak olsa bile, içinde sert parçacıklar varsa abrasif aşınmaya neden olabilir. Bu aşınma mekanizmasında parçacıklar veya taneler, Şekil 4.4'de gösterildiği gibi mikro-kesim, mikro-kırılma, tek tek tanelerin dışarı çekilmesi veya sürekli deformasyonlarla hızlandırılmış yorulma yoluyla malzemeyi yok edebilir. Şekil 3.3(a)'da gösterilen ilk sistem kesme, keskin bir tanecik veya katı pürüzlülüğün daha yumuşak yüzeyi kestiği her yerde klasik abrasif aşınma modelini sembolize eder. Kesilen malzeme aşınma artıkları olarak yüzeyden ayrılır. Eğer aşındırılan malzeme gevrek bir malzeme ise, aşınmış yüzeyde Şekil 3.3(b)'de gösterildiği gibi kırılma ya da çatlama meydana gelebilir. Bu örnekte aşınma artıkları, çatlak birleşim yerlerinin bir sonucudur. Sünek bir malzeme sert bir malzeme ile aşındırıldığında, mikro-kesme olası değildir ve aşınmış yüzey Şekil 3.3(c)'de gösterildiği gibi sürekli olarak deforme olur. Bu durumda aşınma kalıntıları ya da artıkları metal yorgunluğunun bir sonucudur. Şekil 3.3(d)'de gösterilen son sistem, tane uzaklığını veya tane kopmasını temsil eder. Bu sistem çoğunlukla, taneler arasındaki sınırın nispeten zayıf olduğu seramikler için geçerlidir [87]. Malzemelerin abrasif aşınma direncinin kaynağı sertliktir ve genellikle sert malzemelerin yumuşak malzemelerden daha yavaş abrasif aşınma oranlarına izin verdiği belgelenmiştir [86].



Şekil 3.3. Abrasif aşınma mekanizmaları: mikro kesme, kırılma, yorulma ve tane kopması mekanizması [89].

Bu aşınma çeşidinde çoğunlukla, kayma yönüne paralel olarak yivler, çizik izleri gözükmemektedir. Bu izler aşınma hızına ve yüküne bağlı olarak daha şiddetli ve derin olarak belirgin hale gelebilmektedir [90]. Şekil 3.4’de abrasif aşınmaya uğramış bir yüzey görüntüsü verilmiştir. Nemin abrasif aşınma oranları üzerinde önemli bir etkisi vardır. Tipik olarak abrasif aşınma oranları atmosferdeki nem maddesi ile artar ancak bunun tersi bir sonucun meydana geldiği olaylar da vardır [87].



Şekil 3.4. Abrasif aşınmaya uğramış bir yüzey görüntüsü [91].

Aşınma artıkları, daha fazla miktarda yeni kesme kenarı oluşturmak için nem tarafından yeterince zayıflatılabilir veya sert aşınma artıklarının zayıflaması, tanelerin aşındırıcı olmayan, ince parçacıklar halinde dağılmasına neden olabilir. Benzer aşındırıcı ve aşınmış malzeme için abrasif aşınma nem ile artabilir. Aşınma sistemi içerisinde bulunan su da abrasif aşınmaya katkı sağlayacak başka aşındırıcı maddeler de katabilir. Bu durum oksidatif aşınma ile birlikte ona benzer özellikler gösteren korozyon aşınmaya neden olabilir [87].

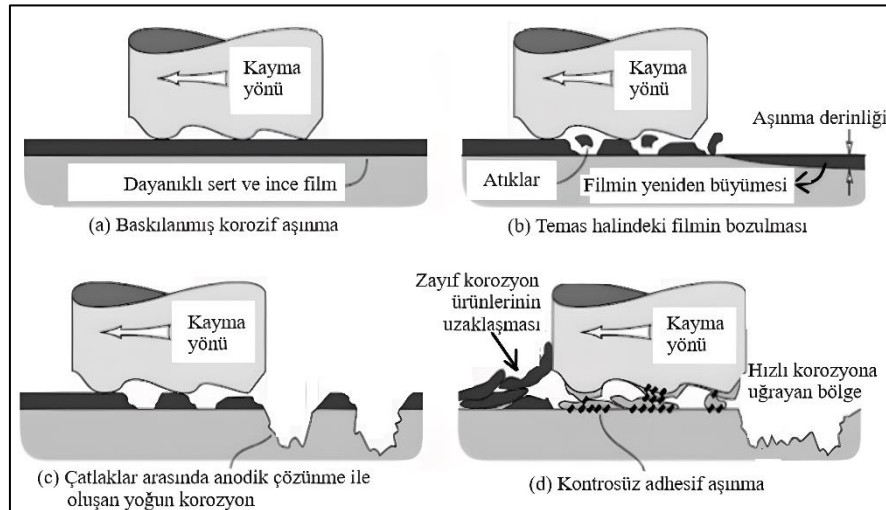
3.1.1.3. Oksidatif Aşınma

Korozyon ve oksidatif aşınma, hem yağlanmış hem de yağlanmamış çok çeşitli durumlarda meydana gelir. Bu aşınma biçimlerinin temel nedenleri; aşınmış malzeme ve kimyasal reaktif, hızlı yağlayıcı ve hava olabilen aşındırıcı bir ortam arasındaki kimyasal tepkimelerdir. Korozyon aşınma, kimyasal veya korozyon ilerlemeye bağlı herhangi bir aşınma biçimi olarak ifade edilirken oksidatif aşınma, oksijenin neden olduğu aşınmayı ifade eder. Bu aşınma biçimlerinin her ikisi de, hızlı bir aşınma hızına

tipik olarak azaltılmış bir sürtünme katsayısının eşlik etmesi gibi bir özelliği paylaşır. Adhesif aşınmayı önlemeye yardımcı olan yüzeydeki kimyasal tepkimeler ana malzemede önemli hasarlara neden olacaktır. Bir metal, aynı anda kayma temasına maruz kalmasına rağmen yüzeyinde bir film oluşturmak için korozyona uğrarsa aşağıda sıralanan dört işlemten biri gerçekleşebilir [87].

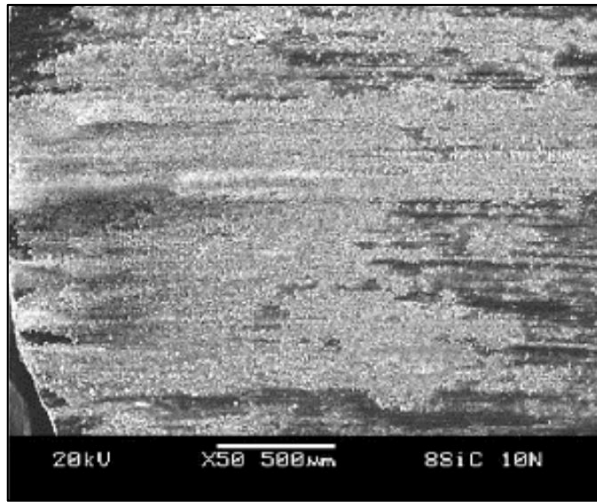
- Hem korozyonu hem de aşınmayı engelleyen sert bir yağlama filmi şekillendirilebilir.
- Kayma temasının altında ömrü kısa olan zayıf bir film oluşturabilir. Bu durumda sürtünme katsayısı az olabilir veya olmayabilir.
- Koruyucu yüzey filmleri aşınabilir ve kalıntı film tabakaları ile temel alttabaka arasındaki galvanik bir eşleşme, yüzeydeki aşınmış bölgenin hızlı korozyonuna neden olabilir.
- Korozyon ve aşınma süreçleri birlikte bir malzeme aşınmasına neden olmak için ayrı ayrı ilerleyebilir.

Bu varsayımsal korozif aşınma biçimleri Şekil 3.5'de şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 3.5(a)'da sert yağlama tabakasının varlığında aşınmış temas bölgeleri de iyi yağlandığı için korozif aşınma görülmez.



Şekil 3.5. Aşındırıcı (korozif) bir madde ile aşınmış bir yüzey arasındaki etkileşim modelleri [89].

Yapay olarak yapılan bu filmlerin sert ve sağlam olması nadir karşılaşılan bir durum olduğu için pratikte bu ilk varsayımsal koroziif aşınma biçimine rastlanılmaz. Şekil 3.5(b)'de gözlenen durum, kayan temas bölgelerinin altında geçici veya az ömürlü korozyon filminin oluşmasıyla bağlantılıdır. Çoğu korozyon filmi kırılğan oksitler ki bu oksit filmleri, yüzeyin oksitlenmesi için yüzey sıcaklığının belli bir eşiğe ulaşmasıyla oluşur veya diğler iyonik bileşikler içerdiğinden, bu durum en yaygın koroziif aşınma şeklidir. Şekil 3.5(c) aşırı koroziif ortamlarda karşılaşılan aşınma ile ilgilidir. Şekil 3.5(d) korozyon ürünlerinin çok zayıf ve etkisiz, olduğu, muhtemelen sıvı ortamlarda çözünür olduğu, aşırı derecede koroziif ortamdır. Aynı sistemde meydana geliyorsa, aşınma ve korozyonun tamamen ayrı ayrı devam etmesi çok olası değildir, çünkü kayan bir temas bölgesinin ısı ve mekanik karşılaşması kaçınılmaz olarak korozyonu hızlandıracaktır [89]. Şekil 3.6'da oksidatif aşınmaya ait bir yüzey görüntüsü verilmiştir.

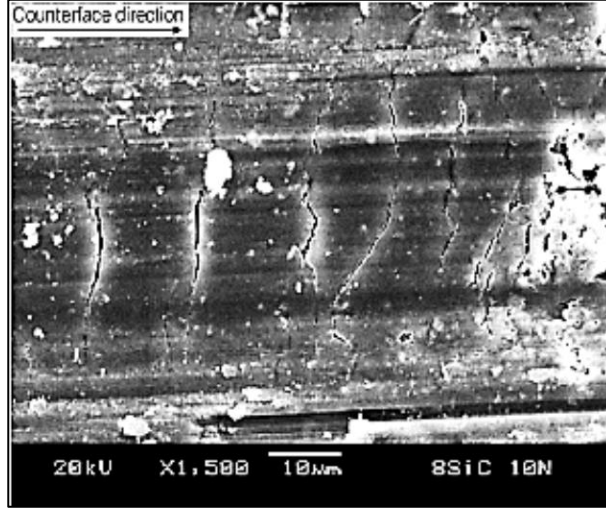


Şekil 3.6. Oksidatif aşınmaya uğramış yüzey görüntüsü [91].

3.1.1.4. Delaminasyon

Aşınma sırasında, yüzeye paralel olan dislokasyonlara etki eden kuvvetin dislokasyonları ortadan kaldırması nedeniyle, yüzeydeki ve yüzeye çok yakın olan malzeme yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip olmaz. Kaymanın devam etmesi ile yüzeyde sonlu bir mesafede dislokasyon yığımları olacaktır. Malzeme, dislokasyon yığımlarının üzerine yığılması için sert bir ikinci faz içeriyorsa, boşlukların miktarı artacaktır. Zamanla bu durum aşınma yüzeyine paralel bir çatlak meydana getirir.

Çatlak kritik bir uzunluğa eriştiğinde çatlak ile yüzey arasındaki malzeme kesilerek tabaka benzeri ya da levhamsı bir parçacık verir [92]. Şekil 3.7 delaminasyona uğramış bir aşınma yüzeyini göstermektedir.



Şekil 3.7. Delaminasyona uğramış aşınmış yüzey görüntüsü [91].

3.2. KOROZYON ÖZELLİKLERİ

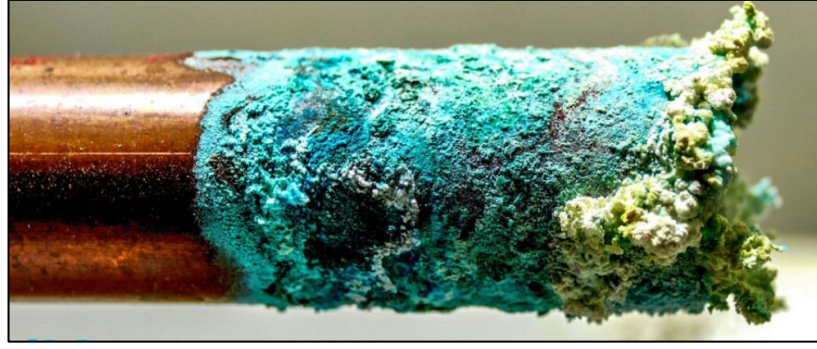
Bakır alaşımları geleneksel olarak deniz mühendisliğinde; ısı eşanjörü boruları, pompalar ile valflerde en önemli ve en iyi bilinen kullanım yeridir. Bu alaşımlar deniz suyunda iyi koruyucu filmler oluşturur ve bu filmlerin dirençli olması alaşımda korozyon hızının minimuma indirmesi sağlanır. Bununla birlikte, koruyucu filmler hızlı akan deniz suyundan zarar görmeye karşı hassastır ve bu, sıvı akışını içeren uygulamalar için bu alaşımların seçilmesinde önemli bir faktördür. Vakumlanmış deniz suyunda, bakır alaşımları hala koruyucu filmler oluşturabilir ve korozyona karşı doğal suya göre daha yüksek direnç gösterebilir. Bunun nedeni, deniz suyundaki bakır alaşımlarının potansiyelinin, hidrojenin gelişebileceği potansiyelden çok daha yüksek olmasıdır [23]. Bununla birlikte, yüksek oksijen seviyelerine sahip yüksek sıcaklıklarda, bakır nikel alaşımları düşük korozyon hızları göstermeye devam etsede alüminyum pirinçler daha fazla korozyona uğrar. Bakır metallerin korozyon potansiyelleri, doymuş bir kalomel elektrota karşı ölçüldüğünde genellikle -0,2 ila -0,4 V arasında değişir. Saf bakırın potansiyeli yaklaşık -0,3 V'tur. [93]. Bakıra Çinko veya alüminyumun alaşım ilaveleri potansiyeli aralığın anodik ucuna doğru hareket

ettirirken kalay veya nikel ilaveleri potansiyeli katodik uca doğru hareket ettirir. İki bakır metal arasındaki galvanik korozyon, potansiyel fark çok küçük olduğu için nadiren önemli bir sorundur [94].

Bakır alaşımları birçok tuzlu çözeltiye, alkali çözeltiye ve organik kimyasallara karşı dayanıklıdır. Bununla birlikte bakır, oksitleyici asitler, oksitleyici ağır metal tuzları, kükürt, amonyak ve bazı kükürt ve amonyak bileşiklerinde korozyon hızı çok yüksektir. Asit çözeltilerine karşı direnç, esas olarak çözeltideki oksitleyici koşulların şiddetine bağlıdır. Bakırın kükürt ve sülfürlerle reaksiyona girerek bakır sülfür oluşturması, genellikle belirli kükürt türlerini içerdiği bilinen ortamlarda bakır ve bakır alaşımlarının kullanılmasını engeller [95].

Bakır ve bakır alaşımları, aşağıdaki genel sınıflandırmalarda yer alan birçok uygulamada üstün hizmet sağlar:

- Çatı kaplama ve diğer mimari kullanımlar, donanım, bina cepheleri, ızgara işleri, tırabzanlar, kilit gövdeleri, kapı kolları ve tekmelikler gibi atmosferik etkilere karşı direnç gerektiren uygulamalar.
- Çeşitli su ve toprak türleri tarafından korozyona karşı üstün direncin önemli olduğu tatlı su besleme hatları ve sıhhi tesisat armatürleri.
- Deniz suyuna, hidratlı tuz birikintilerine ve deniz organizmalarından kaynaklanan biyolojik kirlenmeye karşı direncin önemli olduğu denizcilik uygulamaları.
- Deniz hizmetlerindeki ısı eşanjörleri ve kondansatörler, buhar santralleri ve kimyasal proses uygulamaları, ayrıca sıvıdan gaza veya gazdan gaza ısı eşanjörlerinde, her iki işlem akışı da aşındırıcı bir kirlenici içerebilir.
- Çok çeşitli organik ve inorganik kimyasallara maruz kalmayı içeren endüstriyel ve kimyasal tesis proses ekipmanları.
- Elektrik kabloları, donanım ve konektörler; baskılı devre kartı; ve yarı iletken paketler, kurşun çerçeveler ve konektörler gibi elektriksel, termal ve mekanik özelliklerin zorlu kombinasyonlarını gerektiren elektronik uygulamalarda üstün hizmet sağlamaktadır [95].



Şekil 3.8. Korozyona uğramış bakır boru [96].

3.2.1. Koruyucu Oksit Filmin Doğası

Bakır, kirlenmemiş hava, su ve oksitleyici olmayan asitler içinde neredeyse hiç korozyona uğramaz. Pasif bir korozyon ürün filmi oluşturmadığı için, metal ve alaşımları arasında benzersiz bir korozyona dayanıklılık sergiler. Ortam sıcaklıklarındaki sulu ortamlarda, korumadan ağırlıklı olarak sorumlu olan korozyon ürünü bakır oksittir. Bu Cu_2O filmi yapışkandır ve parabolik büyüme kinetiğini takip eder. Bakır oksit, elektrokimyasal işlemlerle oluşturulan bir p -tipi yarı iletkendir. Bakır oksit oluşum denklemi aşağıda verilmiştir [95] [97].

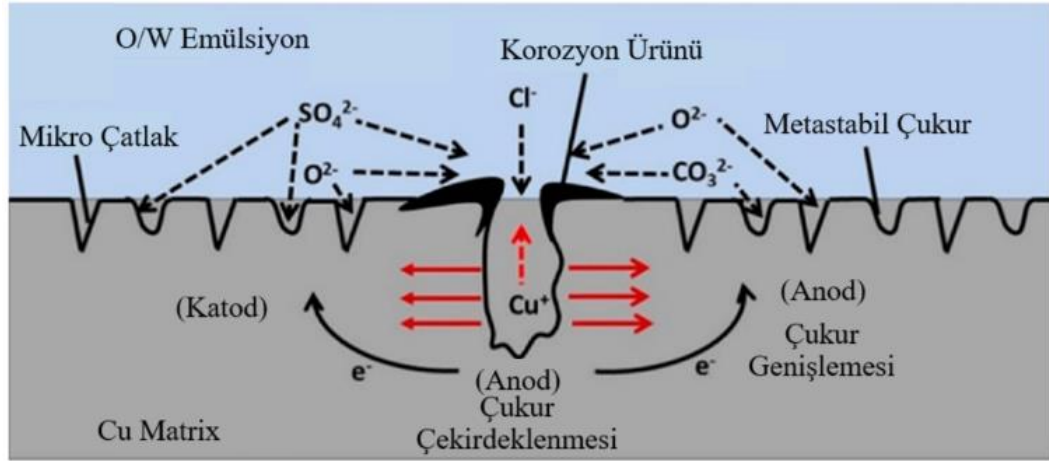


Net reaksiyon:



Korozyon reaksiyonunun devam etmesi için bakır iyonları ve elektronların Cu_2O filmi içinden geçmesi gerekir. Sonuç olarak, iki değerlikli veya üç değerlikli katyonlar yoluyla filmin iyonik veya elektronik iletkenliğini azaltmak, korozyon direncini geliştirmektedir. Alaşım uygulamalarında, alüminyum, çinko, kalay, demir ve nikelin alaşım ilaveleri, korozyon üreten filmlerinin kalınlığını artırmak için kullanılır ve bunlar genellikle korozyon oranlarını önemli ölçüde azaltır [95].

Bakır alaşımları genel olarak galvanik korozyonda ciddi bir korozyon hızı olmasada, galvanik etkilere yakından dikkat edilmesi performansını önemli ölçüde artıracaktır. Bakır alaşımlı sistemlerde paslanmaz çelik veya titanyum boruların kullanılması, aksi takdirde meydana gelebilecek bakır alaşımlarının hızlandırılmış korozyonunu önlemek için katodik koruma gerektirmektedir [98]. Bakırda gerçekleşen oyuklaşma korozyonu genişleme mekanizması Şekil 3.9’da sunulmuştur.



Şekil 3.9. Bakırda gerçekleşen oyuklaşma korozyonu mekanizması [99].

BÖLÜM 4

BAKIR ALAŞIMLARININ ERGİTME VE DÖKÜM YÖNTEMLERİ

4.1. ERGİTME UYGULAMALARI

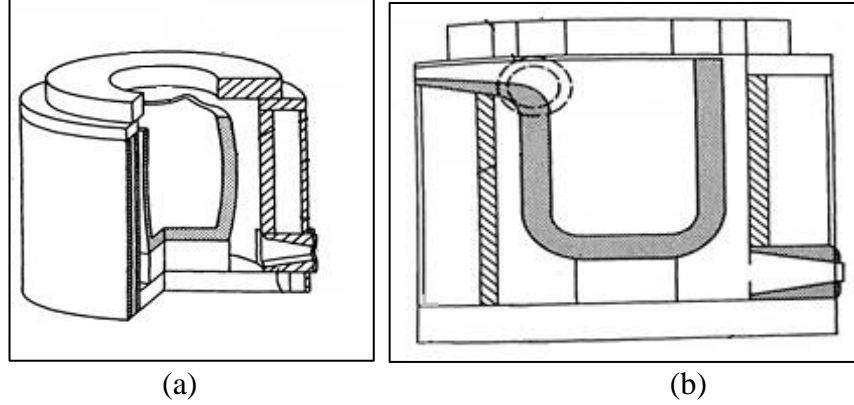
Dökme bakır alaşımların üretiminde ergitme fırınları, genellikle ya yakıtla çalışan fırınlar ya da elektrikle çalışan indüksiyon fırınları olarak kullanılır. Fırın seçimi, ergitilecek metalin miktarı, saflık derecesi ve diğer eklenen alaşımlar gibi faktörlere bağlı olarak titizlikle yapılır. Ergitme işlemi, metalin homojen bir şekilde sıvı hale getirilmesini sağlayarak istenilen alaşımların oluşturulmasına olanak tanır. Ergitme fırınlarının çeşitli tipleri vardır ve bu fırınların özellikleri, üretim ihtiyaçlarına göre seçilir. Metalin ergitilmesi sırasında farklı sıcaklık kontrol sistemleri, ergitme hızları ve kapasiteler göz önüne alınır. Ayrıca, çevresel etmenler de fırın seçimini etkileyebilir; örneğin, enerji verimliliği, emisyon kontrolü ve atık yönetimi gibi faktörler göz önünde bulundurulur [11].

Ergitme fırınları, dökme bakır alaşımların özelliklerini belirleyen önemli bir aşamadır. Bu aşama, malzemenin istenilen mekanik özelliklere, korozyon direncine ve diğer özel gereksinimlere uygun olarak formülize edilmesine olanak sağlar. Bu sebeplerle, ergitme fırını seçimi, üretim sürecinde kalite ve verimliliği artırmak adına stratejik bir öneme sahiptir [100].

4.1.1. Yakıtla Çalışan Fırınlar

Bakır bazlı alaşımlar, petrol ve gaz ile çalışan ocaklarda ve alev fırınlarında eritilebilirler. Ocak fırınlarında, hem eğilebilen hem de sabit olanlar için, potayı çıkarmak için kullanılan bir kapak, kalıpların döküldüğü döküm bölümüne malzemenin aktarılmasını sağlar. Eğilebilen fırınlardaki malzeme daha sonra kalıplara alınmak üzere bir kepçeye dökülür. Bu fırınlar, ham maddeleri eritmek için gaz veya

petrolü hava ile yakarak tam yanma sağlar. Isıtıcıdan gelen sıcaklık, potayı kondüksiyon ve konveksiyon yoluyla ısıtır, erime başlar ve daha sonra potanın çıkarıldığı veya döküm için fırının eğildiği belirli bir sıcaklığa kadar ısıtılır. Potadaki erimiş metal, kalıpların döküldüğü döküm alanına transfer edilir (Bkz. Şekil 4.1) [11].



Şekil 4.1. (a) Tipik kaldırma tipi yakıtla çalışan pota fırınının ve (b) bakır alaşımlarının yakıtla çalışan fırınlarda eritilmesi için kullanılan tipik dudak eksenli devirme potasının şematik resimleri [11].

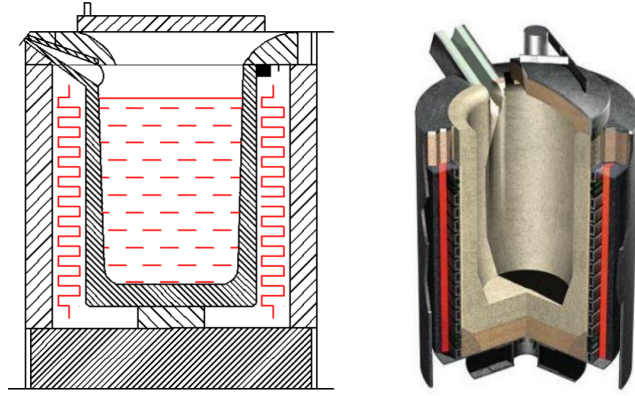
Yakıtla çalışan diğer bir fırın çeşidi ise alev fırınlarıdır, genellikle bir ucunda brülör diğer ucunda ise baca bulunduran fırınlardır. Fırın yavaşça yatay bir eksenle döndürülür ve bu dönüş fırın malzemesinin ısınıp ergimesine yardımcı olur. Ergime doğrudan alev etkisi ve dönüş esnasındaki ısı transferi ile gerçekleşir. Bu fırınlar genellikle baca açıklığından doldurulabilecek ve dökülebilecek şekilde eğilir. Bu fırınlar ergitme veya kızdırma sırasında oluşan fazla tozun tutulması için bir torbalık kurulumu gerektirdiğinden günümüzde tercih edilmezler. Bu fırınlar büyük kütlelerdeki metali hızlıca eritebilecek kapasitededir fakat bu fırınların kullanımında tecrübe gerekmektedir. Ayrıca ergiyen metal fırın duvarları ile etkileşime geçerek bir alaşımdan başka bir alaşıma geçerken kirlenme problemlerine neden olur [11].

4.1.2. Elektrikli İndüksiyon Ocakları

Son 30 yılda bakır bazlı döküm endüstrisinde yakıt ile çalışan fırınlardan indüksiyon ocaklarına geçiş yapılmaya başlanmıştır. Bu yöntem 60 yılı aşkın bir süredir bulunmaktadır fakat maliyetinin yüksek olması ve fosil yakıtlara erişim daha kolay olması nedeni ile tercih edilmemekteydi. Birçok fabrikanın elektrikli indüksiyon

fırınlarına geçme nedeni OSHA (Occupational Safety and Health Administration) tarafından yürürlüğe konulan sağlık ve güvenlik önlemleridir [101].

3. grup alaşımlar eritilirken, eritme ve ısıtma aşamalarında kurşun ve çinko dumanları açığa çıkar. Bu zararlı oksitlerin emisyonu, indüksiyon ocakları kullanıldığında çok daha düşük olmaktadır. Çünkü çevrim süresi aynı miktarda metalin yakıtla çalışan bir fırında eritilirken geçen sürenin %25'i kadardır. Elektrikli indüksiyon fırınlarının kullanımı ile birçok dökümhanede pahalı hava kirliliği kontrol ekipmanına ihtiyaç olmadan OSHA düzenlemelerine uygunluk sağlanabilir. Elektrikli indüksiyon fırınlarının iki çeşidi bulunur bunlar; çekirdekli, daha genel ismi ile kanal fırınları ve çekirdeksiz fırın olarak adlandırılır [101].



Şekil 4.2. Pirinç ve bronz alaşımlarının yüksek frekanslı indüksiyonla eritilmesi için eğimli fırının kesit görüntüsü [102]

4.2. DÖKÜM YÖNTEMLERİ

Bakır alaşımlarında döküm prosesinin seçimi, bazı durumlarda dökümhaneye bırakılabilecek bir karar olsa da tasarım döngüsünde önemli bir unsurdur. Çoğu zaman, kullanılacak işlem mantıksal olarak ürünün boyutuna, şekline ve teknik gerekliliklerine göre değişir. Döküm yöntemi seçimini etkileyen daha önemli faktörler arasında şunlar yer alır:

- Yapılacak döküm sayısı
- Dökümün boyutu ve/veya ağırlığı

- Ürünün şekli ve karmaşıklığı
- Gerekli finiş işleminin miktarı ve kalitesi
- Gerekli yüzey kalitesi
- Öngörülen iç sağlamlık seviyesi (basınç sızdırmazlığı) ve/veya gerçekleştirilecek muayenenin tipi ve seviyesi, döküm yöntemleri için önemli parametreler olmuştur [11].

4.2.1. Kum Döküm

Kum döküm, ABD bakır alaşımlı dökümhane üretiminin yaklaşık %75'ini oluşturur. Süreç nispeten ucuz, oldukça hassas ve çok yönlüdür. Birkaç gramdan birçok tona kadar değişen boyutlarda döküm için kullanılabilir. Ayrıca, basit şekillere ve oldukça karmaşık dökümlere uygulanabilir ve tüm bakır döküm alaşımları ile kullanılabilir bir yöntemdir [103].

Kum döküm işleminin çeşitli varyasyonları vardır. Kum dökümde, en yaygın kullanılan süreç, kalıplar ve gerekli mukavemeti geliştirmek için çoğunlukla su ve az miktarda kil ile bağlanmış silika olan fırınlanmamış (yeşil) kumdan oluşturulur. Kil mineralleri suyu emerek doğal bir bağlanma sistemi oluşturur. Belirli döküm durumlarına uyacak şekilde çeşitli kumlar ve killer karıştırılabilir. Diğer kum döküm varyasyonları arasında kuru kum, çimento bağlı kum, sodyum silikat bağlı kum (CO₂ işlemi) ve reçine bağlı kum kalıplama yer alır.

Kum döküm, ürün şekline göre kısıtlamalar getirmektedir. Bu kısıtlama, ayırma çizgisine dik olarak yönlendirilmiş düz yüzeylerde her zaman ihtiyaç duyulan çekme açılarıdır. Kum dökümde boyutsal kontrol ve tutarlılık yaklaşık 0.8 ile 3.2 mm arasında değişir. Bu aralık içinde, ayırma çizgisi boyunca daha fazla tolerans uygulanır. Yüzey cilası, yaklaşık 7.7 ve 12.9 µm kök ortalama kareler arasında değişmektedir [103].

4.2.2. Kabuk Kalıba Döküm

Bu döküm tipi harcanabilir kalıp ile gerçekleşen döküm işlemi türüdür. Önce bir kabuk kalıbı üretilir. Bu kalıp yapım sürecinde, metal kalıpların ince taneli kumla

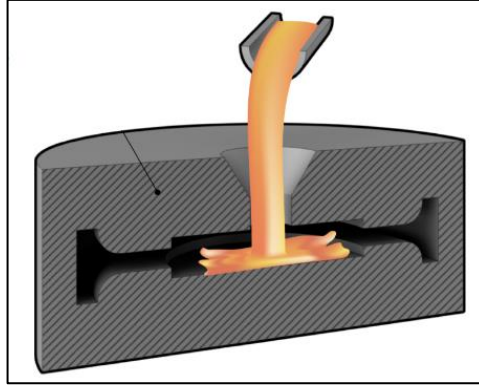
kaplanması ve kum kaplı metal kalıpların fırınlanmasıyla iki yarım kalıp yapılır. Kum bazlı iki pişmiş yarım kabuk daha sonra kalıbı oluşturmak için birleştirilir. Kabuk kalıplama, küçükten orta boyuta kadar olan dökümler için en uygun olanıdır. Nispeten yüksek kalıp maliyetleri (kalıp yarıları metalden yapılmış olmalıdır) ve uzun üretim sürelerini destekler. Öte yandan, ince yüzey kalitesi ve iyi boyutsal tekrar üretilebilirlik, birçok durumda maliyetli makineyle işleme ihtiyacını azaltabilir. Hâlâ yaygın olarak uygulanıyor olsa da, kabuk kalıplamanın popülaritesi, çoğunlukla fırınsız reçine bağlı kum yöntemleriyle karşılaştırıldığında yüksek enerji maliyetleri nedeniyle bir miktar azaldı; ancak, kabuk kalıplı maça hala çok yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu sürecin bir avantajı, daha az insan gücü ve kalıplama becerisi gerektirmesidir. Kabuk kalıba dökümün diğer avantajları arasında iyi boyutsal doğruluk, pürüzsüz yüzey kalitesi ve döküm yüzeyinde daha az kusur bulunmasıdır [104].

4.2.3. Kalıcı Kalıp Dökümü

Adından da anlaşılacağı gibi, kalıcı kalıba döküm, geleneksel dökümhanelerde kullanılan kum bazlı kalıpların yerine tekrar kullanılabilir metal kalıpları kullanır. Sanayide bir diğer ismi ise kokil kalıba döküm tekniğidir. Kalıplar binlerce kez kullanılabilmesi anlamında 'kalıcı'dır.

Kalıcı kalıba dökümler, parçadan parçaya iyi boyut tutarlılığı ve çok iyi yüzey kalitesi ile karakterize edilir [105].

Döküm yüzeyindeki herhangi bir metal akış çizgisi izi, işlevsel kusurdan ziyade kozmetiktir. Kalıcı kalıp dökümleri iyi bir sağlamlık sergiler. Bir miktar mikro büzülme olabilir, ancak mekanik özellikler, dökümün karakteristik ince tane boyutundan olumlu yönde etkilenir. Bununla birlikte, karmaşık ayrıntıları yeniden üretme yeteneği orta düzeydedir ve çok yüksek boyutsal kesinliğin gerekli olduğu ürünler için, bunun yerine alçı kalıp süreci dikkate alınmalıdır [105].



Şekil 4.3. Kalıcı kokil kalıbın şematik resmi [106].

Kalıcı kalıba döküm, orta ölçekli dökümlerde basit şekiller için çok küçük veya çok büyük ürünlere göre daha uygundur. Kalıp maliyetleri nispeten yüksektir, ancak kalıplama maliyetlerinin olmaması, sürecin toplam maliyetini orta ila büyük üretim hacimleri için oldukça uygun hale getirir. Kokil dökümün avantajları, mükemmel yüzey kalitesi, yüksek boyutsal doğruluk ve mükemmel mekanik özellikler sergilemesidir [104].

4.2.4. Chill Döküm

Yarı sürekli bir döküm işlemidir. Çil, bir kalıp içindeki önceden belirlenmiş alanların ısı transferi yoluyla katılaşmasına yardımcı olmak için kullanılan bir metal parçasıdır. Bu nedenle soğuk döküm, ısıya dayanıklı çelikten veya pul grafitten oluşan dökme demirden yapılmış kalıcı kalıplara dayanır. Metal kalıplar mükemmel termal iletkenlik ve sonuç olarak iyi sonuçlar sağlar. Bu döküm tekniği, saf bakır veya bakır alaşımlarının dökümü için kullanılır. Ayrıca soğuk döküm, yüksek yüzey kalitesi, yüksek yoğunluk ve sağlam yapı gerektiren karmaşık parçaların dökümü için idealdir [107].

4.2.5. Alçı Kalıplama

Bakır alaşımları, neredeyse net şekle sahip hassas ürünler üretmek için alçı kalıplara da dökülebilir. Alçı kalıplı dökümler, 0,8 μm kadar pürüzsüz yüzey bitirmeleri ve $\pm 0,13$ mm'ye kadar yakın boyutsal toleranslarla karakterize edilir ve tipik olarak yalnızca minimum son işleme gerektirir. Diğer döküm yöntemleriyle

karşılaştırıldığında, alçı kalıplama, bakır döküm pazarının çok küçük bir kısmını oluşturmaktadır [108].

4.2.6. Hassas Döküm

Hassas döküm, küçük dökümlerde çok yüksek boyutsal doğruluğu koruma yeteneğine sahiptir, ancak toleranslar döküm boyutuyla bir miktar artar. Boyutsal tutarlılık, döküm yöntemleri arasında orta sıralarda yer almaktadır; bununla birlikte, yüzey bitimleri 1,5 µm kadar ince olabilir [109].

4.2.7. Basınçlı Döküm

Sıvı metalin yüksek basınç altında çok parçalı bir kalıba enjeksiyonunu içerir. Basınçlı döküm, çok düşük birim maliyetlerle yüksek kaliteli ürünler üretme kabiliyeti ile bilinir. Çok yüksek üretim oranları, gerekli olan karmaşık ısıya dayanıklı takımların maliyetini karşılar ve düşük işçilik maliyetleriyle, genel döküm maliyetleri oldukça caziptir [110].

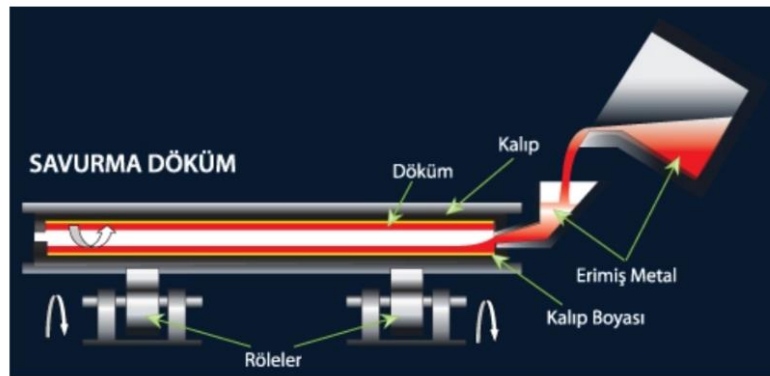
Bu döküm tipi, sarı pirinç, C85800, manganez bronzları, C86200 ve C86500, silikon pirinç, C87800, özel kalıp döküm alaşımları C99700 ve C99750 ve ayrıca birkaç tescilli bileşim dahil olmak üzere çeşitli bakır alaşımlarıyla kullanılabilir. Bu alaşımlar, dar donma aralıkları ve yüksek β fazı içerikleri sergiledikleri için presle dökülebilir. İşlemin hızlı çevrim sürelerini tamamlamak için hızlı soğutma gereklidir. Hızlı soğutma, metal kalıplarda döküm sırasında meydana gelen çatlakları önlemek amacıyla kullanılan bir yöntemdir. Aynı zamanda, malzemenin boyun eğmeyen bir kalıpta büzüşmesini engelleyerek, istenen sıcak sünekliği korumaya yardımcı olur. Son derece karmaşık bakır alaşımlı ürünler, basınçlı döküm ile üretilebilir. Hem küçük hem de büyük dökümlerde boyutsal doğruluk ve parçadan parçaya tutarlılık emsalsizdir. Basınçlı döküm, genellikle 0,76 µm'ye kadar olan yüksek bir yüzey kalitesini mümkün kılar, bu da diğer döküm yöntemlerinden daha üstündür. Bu yöntem, özellikle küçük parçaların seri üretimi için idealdir. Yüksek hızlı soğutma oranları (ki genellikle su soğutma kullanılır), ince tane boyutları ve güçlü mekanik özellikler sağlar. Basınçlı dökümle, örneğin C85800 ve C99750 gibi kurşunlu

alaşımlar üretilebilir. Ancak, kurşunun bu alaşımlardaki gözenekliliği kapatma yeteneği değil, işlenebilirlik üzerindeki olumlu etkisi nedeniyle bu alaşımlara dahil edilir. [11] [111].

4.2.8. Santrifüj Döküm

Ergimiş metalin döndürülen bir kalıba dökülmesiyle üretilir. Hem savurma hem de yarı savurma dökümler, döküm işlemi sırasında kendi eksenleri üzerinde dönen dökümler olarak tanımlanabilir. Döküm işlemi sırasında merkezkaç kuvveti, daha yoğun ve daha güvenilir döküm sonuçlarına yol açar [112].

Dönme eksenini, yatay veya dikey konuma kadar herhangi bir açıda olabilir. Bu süreçte, ergimiş metal, dönen kalıp boşluğuna dökülür ve metal, merkezkaç kuvveti ile kalıbın duvarına karşı tutulur. Dönme hızı ve metal dökme hızı, kullanılan alaşımın özelliklerine, dökülen parçanın boyut ve şekline bağlı olarak değişir. Savurma dökümleri, çapları 50 mm'den 3,7 m'ye kadar ve uzunlukları birkaç santimetreden birkaç metreye kadar değişen ebatlarda yapılabilir. Boyut sınırlamaları genellikle dökümhanenin eriyik atlama kapasitesine bağlı olmadığından, basit şekillendirilmiş santrifüj dökümler boru flanşları ve valf bileşenleri gibi öğeler için kullanılırken, maçalar ve şekilli kalıplar kullanılarak karmaşık şekiller de dökülebilir [112]. Başlangıçta yatakların, özlü çubukların, dişlilerin ve sonsuz dişlilerin dökümü için kullanılan santrifüj döküm, genellikle büyük dökümler için tercih edilirken, yatay santrifüj döküm küçük parçaların dökümü için kullanılır [113].

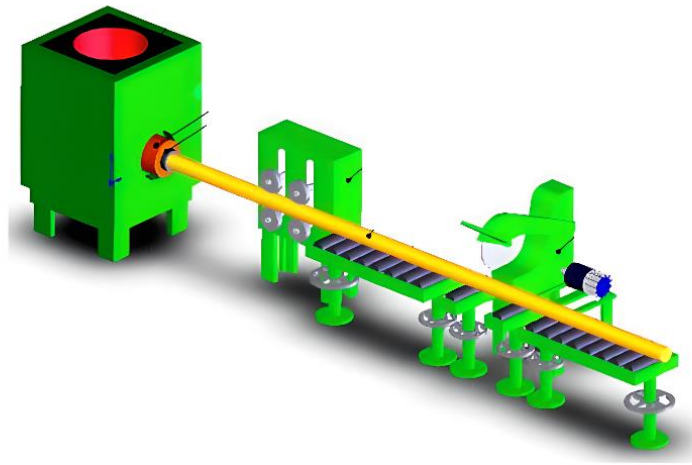


Şekil 4.4. Santrifüj döküm tipinin şematik görünümü [114].

4.2.9. Sürekli Döküm

Bakır alaşımlı döküm için oldukça yeni bir tekniktir. Bu süreçte, erimiş bakır alaşımı, açık uçlu bir grafit malzeme içinden beslenir ve bir çubuk, boru veya istenen enine kesit şeklinin elde edildiği bir süreç gerçekleşir. Ergimiş metal, rezervuardan veya banyo yüzeyinin altındaki bir noktadan çekilen ergimiş metal ile dikey veya yatay olarak gerçekleştirilebilir. Katılaşılan malzeme soğutulur ve su soğutmalı kalıptan silindirlerle kontrollü bir oranda çekilir, ardından malzeme gezici bir testere ile boyuna kesilir [115].

Sürekli döküm, tek biçimli kesite sahip yatak boşlukları ve diğer uzun dökümleri üretmek için kullanılır. Dökme çubuklar, boru yuvarlakları, dişli ve yatak boşlukları, plakalar ve özel şekiller gibi yarı mamullerin büyük tonajlı üretimi için başlıca bir yöntemdir. Sürekli döküm sırasındaki yüksek soğuma ve katılaşma oranları, alaşıma bağlı olarak sütunlu taneler oluşturabilir. Erimiş metalin sürekli olarak katılaştırılması, mikro büzülmeyle etkili bir şekilde ortadan kaldırır ve yüksek kaliteli, sağlam ürünler üretir. Basit kalıp konstrüksiyonu, düşük ekipman maliyeti, yüksek üretim hızı ve düşük işçilik gereksinimi ile sürekli döküm, ekonomik bir üretim yöntemidir. Sürekli dökümün avantajları, daha az malzeme kaybı, yüksek üretkenlik, tutarlı malzeme özellikleri ve kaliteli sonuçlar sağlamaktadır [115].



Şekil 4.5. Sürekli döküm prosesinin şematik görünümü [116].

BÖLÜM 5

BAKIR ALAŞIMLARININ ŞEKİLLENDİRME YÖNTEMLERİ

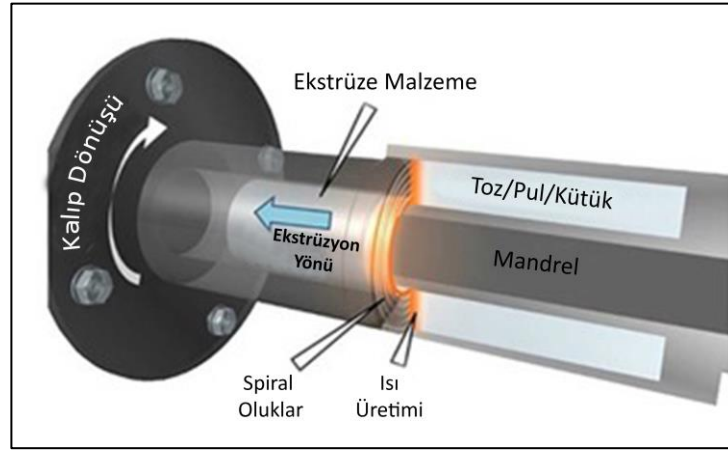
Bakırın olağanüstü şekillendirilebilirliği, mikron boyutunda tel üretme yeteneği ve minimum yumuşatma tavlama ile kolayca şekillendirilebileceğini göstermektedir. Genel olarak, bakır alaşımları, alaşım elementinin miktarı ve türüne bağlı olarak artan mukavemet gösterir. Pirinçler, bronzlar, nikel gümüşler, bakır nikeller ve diğer alaşım ailelerinde, soğuk işleme miktarı ile orantılı olarak mukavemet artar. Bu alaşımlar genellikle derin çekme, sıvama, germe ve bükme gibi yöntemlerle şekillendirilerek, banyo armatürleri ve diğer ev ürünleri gibi çeşitli bileşenlerin üretiminde kullanılır. Örneğin, kartuş pirinç, derin çekme özelliğini yansıtan bir örnek olarak öne çıkar. Bakır nikel borular genellikle şeritten oluşturulur ve ardından özel olarak imal edilmiş kondansatör demetleri haline getirilir. Alaşım üretiminde standart bir adım olan sıcak işlem, dendritik katılaşma mikro yapısını bozar, özellikle yüksek çinkolu pirinçler, bronzlar ve nikel gümüşleri gibi bazı alaşımlar genellikle $\alpha+\beta$ iki fazlı durumda bulunur. Bu alaşımlar genellikle soğuk şekillendirme yeteneklerinin sınırlı olduğu için nihai şekillerine yakın bir şekilde ekstrüde edilmiş ve/veya hafifçe çekilmiş tavllanmış olarak tedarik edilirler [117].

5.1. EKSTRÜZYON

Bakır ve bakır alaşımlı borular, binalarda ve evlerde içme suyu taşımak için yaygın olarak kullanılmaktadır. Ayrıca petrol, kimya ve proses endüstrilerinde de kullanılırlar ve deniz suyundan çok çeşitli kimyasallara kadar çok çeşitli sıvıları taşıyabilirler. Otomotiv ve sanayi sektöründe birçok bakır alaşımlı boru ve işlenebilir bağlantı parçaları hidrolik sıvıları ve soğutucuları taşır. Bu boru biçimli ve işlenmiş bağlantı parçaları tipik olarak bir ekstrüzyon şekillendirilmesiyle üretilir [23]. Bu üretim aşaması, döküm bir kütüğü alaşımın yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde ısıtır ve malzemeyi şekillendirilmiş bir kalıptan geçirmeye zorlar. Boru imalatında, duvar

kalınlığını belirlemek ve kontrol etmek için bir mandrel kullanılır. Bakır ve α fazı alaşımları daha sonra çekme bloklarında veya çekme tezgahlarında bitirmek için mandrel çekilir; boru çapı ve duvar kalınlığı her adımda azaltılır [11].

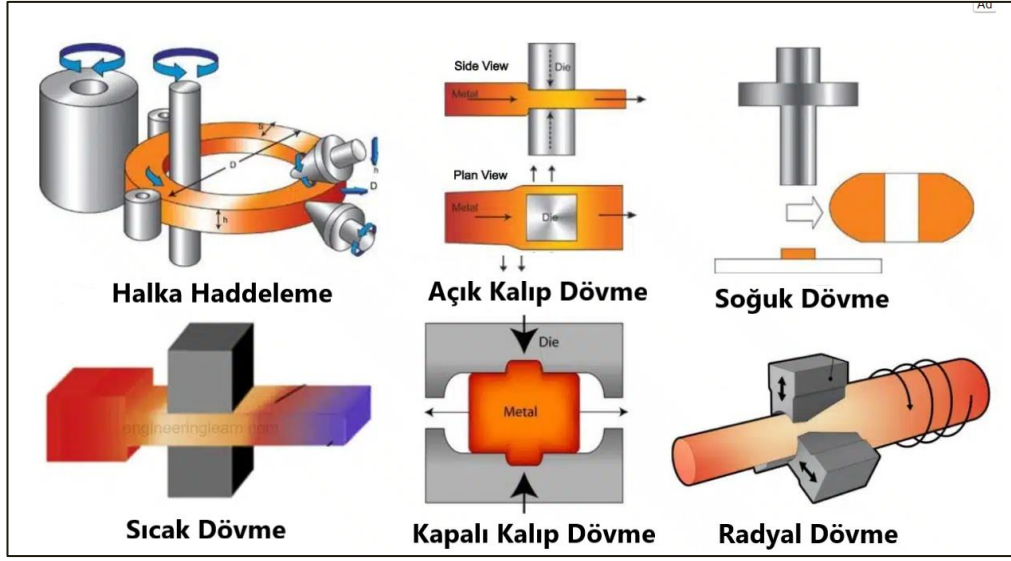
Bazı ekstrüde bakır alaşımlı çubuk ve çubuk ürünler, sıcak işlenebilirliği artıran ancak soğuk sünekliği kısıtlayan herhangi bir kasıtlı kurşun ilavesinin bir miktar çözünürlüğünü gösteren ikili $\alpha+\beta$ faz yapısını sergilemektedir [118].



Şekil 5.1. Ekstrüzyon presinin kesit görünümü [119].

5.2. DÖVME

Bakır alaşımlarında dövme işlemi, yüksek mukavemet, minimum işleme toleransları ve minimum maliyet dahil olmak üzere bir dizi avantaj sunar. Pirinç dövme genellikle vanalarda, bağlantı parçalarında, soğutma bileşenlerinde ve gaz-sıvı taşıma ürünlerinde kullanılır. Endüstriyel ve dekoratif donanım ürünleri de dövme formunda kullanılmaktadır. Çoğu bakır alaşımında dövme işlemi, kapalı kalıplarda sıcak olarak şekillendirilir. Yaygın olarak kullanılan dövme alaşımları arasında yüksek bakır içeriği olan ve mükemmel süneklik sergileyen alaşımlar bulunmaktadır, örneğin C10200, C10400 ve C11000. Ayrıca, yüksek mukavemetli alaşımlar da vardır ki bunlar yüksek sıcaklıkta sünek $\alpha+\beta$ faz yapısını sergiler [11] [111].



Şekil 5.2. Endüstride kullanılan çeşitli dövme prosesleri [120].

5.2.1. Açık Kalıpta Dövme

Açık kalıpta dövme, genellikle malzemeye iki basit veya düz şekilli kalıbın her iki tarafından basınç uygulamak için kullanılan bir süreçtir. Bu sıcak şekillendirme işlemi, standart düz, "V", dışbükey veya içbükey kalıpların preslerle kullanılmasıyla gerçekleşir. İşlem, birkaç pound'dan 300 tona kadar değişen bileşen boyutları dizisi oluşturmak için kullanılır. İş parçası, plastik akış özelliklerini iyileştirmek ve metalde şekillendirme gerçekleştirmek için ısıtılır. İş parçası, kalıbın destek üzerindeyken, üst kalıbın neden olduğu bir dizi vuruşla simetrik olarak deforme olur. Bu yüksek seviyeli sıkıştırma veya çekiçleme işlemi, malzemenin sonunda istenen şekle girmesine yol açar.

Açık kalıpta dövme işlemleri, temel malzemeyi tamamen kaplamadığı veya ondan oluştuğu için (bu nedenle açık kalıp adı) ve serbest yanal hareket sağladığı için, daha büyük ve daha ağır bileşenlerin oluşturulmasını sağlar. Bu işlem, iş parçasına bir veya iki yönde hareket etme özgürlüğü sağlar. İş parçası genellikle aksel yönde (üst kalıbın genellikle hareket ettiği yön) herhangi bir yanal kısıtlama olmadan sıkıştırılır. Yanal boyutlar, aksel sapma miktarını kontrol ederek veya iş parçası üzerinde döndürme gerçekleştirilerek elde edilir. Açık kalıpta dövme, daha iyi yorulma direnci ve mukavemeti olan parçalar üretir ve hata veya delik olasılığını azaltır. Ayrıca, diğer işlemlere göre daha ince tane boyutu elde etmek için uygulanabilir [111].

5.2.2. Kapalı Kalıp Dövme

Bazen baskı kalıbı dövme olarak adlandırılan kapalı kalıp dövme, özel kalıp kullanımını içerir. Bu kalıplar, bir örs üzerine sabitlenirken, bir çekiç ergimiş metali kalıbın boşluklarına zorlar. Özellikle karmaşık geometrilerin dövülmesi için genellikle çoklu darbeler ve/veya farklı kalıp boşlukları kullanılır. Kapalı kalıpta dövme işlemi, yüksek ilk takımlama maliyetlerine sahiptir ve bu nedenle kısa süreli işlemler için maliyetli olabilir, ancak üretim miktarı arttıkça dövme işlemi daha ekonomik hale gelir. Ayrıca, kapalı kalıpta dövme, alternatif yöntemlere göre olağanüstü bir güç sağlar. İşlem, kalıpta bulunan boşlukların tamamen doldurulmasını ve istenen parçanın tamamını oluşturmasını sağlamak için yüksek miktarlarda sıkıştırma kuvvetleri gerektirir. Baskı kalıbı dövme parçaları genellikle açık kalıp dövme parçalarından daha küçük olmasına rağmen, daha sıkı toleranslara (nete yakın şekiller dahil) ve daha iyi yüzey kaplama kalitesine sahiptir. Kapalı kalıpta dövmenin yaygın uygulamaları arasında otomobil bileşenlerinin ve donanım araçlarının üretimi, madencilik, petrol ve gaz endüstrileri, flanşlar, bağlantı parçaları ve motor bileşenleri gibi hassas parçaların üretimi bulunmaktadır [121].

5.2.3. Sıcak Dövme

Sıcak dövme işleminde, bir metal belirli bir sıcaklıkta plastik deformasyona uğrar ve ardından önceden belirlenmiş bir gerinim oranı elde edilir. Bu esnada yeniden kristalleşme işlemi, deformasyon ile aynı anda gerçekleşir ve bu da gerinim sertleşmesini önler. Bu işlemin başarılı olabilmesi için, iş parçasının yüksek sıcaklığını (metalın yeniden kristalleşme sıcaklığına eşdeğer) işlem süresince korumak gerekir. İzotermal dövme, kalıp ve malzemenin benzer sıcaklığa ısıtıldığı bir sıcak dövme şeklidir. Genellikle, izotermal dövme süper alaşımlar üzerinde vakum koşullarında veya kontrollü atmosferde oksidasyonu kısıtlamak amacıyla yapılır. Geleneksel olarak üreticiler, malzemenin plastik durumunda işlenmesinin daha kolay olduğu ve deformasyona izin verdiği için sıcak dövmeyi parçaların imalatı için tercih ederler. Ayrıca, sıcak dövme, metalın kusur geliştirmeden ne kadar deformasyona uğrayabileceğini ölçen yüksek şekillendirilebilirlik oranına sahip metallerin deformasyonu için önerilen bir işlemdir [11].

5.2.4. Soğuk Dövme

Soğuk dövme terimi, genellikle bir metalin oda sıcaklığında dövülmesine atıfta bulunsa da, aslında yeniden kristalleşme sıcaklığının altında herhangi bir sıcaklıkta gerçekleşebilir. Yüksek karbon oranına sahip çelik gibi birçok metal, soğuk dövme için oldukça uygun bir özellik gösterir. Ancak, bu avantaja rağmen, soğuk dövme, boyutsal kontrol, ürün tekdüzeliği, yüzey kalitesi ve kirlenme standartları açısından daha yüksek sıcak eşdeğerini geride bırakır. Soğuk dövme, çeşitli dövme tekniklerini içerir, bunlar arasında bükme, ekstrüzyon, soğuk çekme, kaplama ve soğuk dövme bulunmaktadır. Ancak, bu artan çok yönlülük bir maliyetle gelir, çünkü soğuk dövme daha güçlü ekipman gerektirir ve ara tavlama kullanılması gerektirebilir [122].

Soğuk dövme genellikle, alüminyum ve bakır gibi yumuşak bir metalle çalışıldığında tercih edilir. Bu işlem, genellikle sıcak dövmeden daha maliyet açısından avantajlıdır ve nihai ürün, varsa bile çok az bitirme işlemi gerektirir. Arada sırada, metal istenen bir şekle soğuk dövüldüğünde, olası yüzey gerilimini gidermek amacıyla gerilim giderme ısı işlemine tabi tutulur [123].

Üreticiler, çeşitli nedenlerle sıcak dövme yerine soğuk dövmeyi seçebilirler. Soğuk dövme ayrıca kirlenme sorunlarına karşı daha az hassastır ve nihai bileşen daha iyi bir genel yüzey kalitesine sahiptir. Soğuk dövmenin faydaları şunlardır:

- Yön özelliklerini vermek daha kolay
- Geliştirilmiş tekrar üretilebilirlik
- Artırılmış boyut kontrolü
- Yüksek stres ve yüksek kalıp yüklerinin üstesinden gelir
- Net şekilli veya net şekle yakın parçalar üretir

Bazı olası dezavantajlar şunları içerir:

- Metal daha az sünek
- Artık stres oluşabilir
- Daha ağır ve daha güçlü ekipmana ihtiyaç vardır
- Daha güçlü takım gereklidir [124].

5.2.5. Dikişsiz Haddelenmiş Halka Dövme

Diğer kalıp dövme işlemlerinde olduğu gibi, haddeli halka dövme, kalıpları istenen/gerekli malzemeye şekil verecek şekilde sıkıştırır. Bununla birlikte, düz kalıplar kullanmak yerine, halka şeklindeki bileşenleri oluşturmak için işlemde kavisli kalıplar (tipik olarak karşılıklı iki silindir) kullanılır. Haddelenmiş halka dövme sürecini sorunsuz bir şekilde başlatmak için, malzeme istenen giriş boyuta göre kesilir ve ardından mekanik özellikler gerekli duruma getirilir/düzeltilir. Kesilip düzeltilen halka, yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde ısıtılır ve avara veya mandrel silindiri üzerine yerleştirilir. Bu avara silindiri daha sonra basınç altında duvar kalınlığını azaltmak için sürekli olarak dönen bir tahrik silindirine doğru hareket eder, böylece ortaya çıkan halkanın çaplarını arttırır. Bunun sonunda, amaçlanan şekli elde etmek için başlangıç malzemesinin plastik deformasyon sıcaklığında düz kalıplar arasına itilmesine yol açar. Daha sonra külçenin merkez kısmı bir halka şeklinde yuvarlanmasıyla istenilen malzeme boyutuna ulaşılır [125]. Şekil 5.3’de endüstride uygulanan dikişsiz haddelenmiş halka dövme prosesini sunmaktadır.

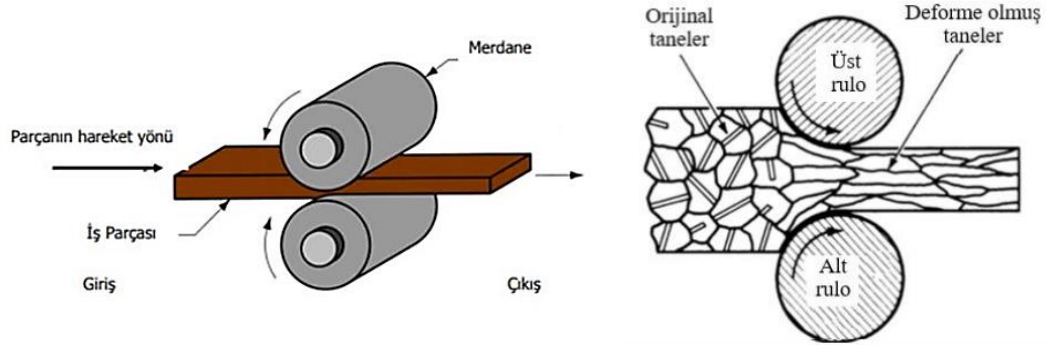


Şekil 5.3. Dikişsiz haddelenmiş halka dövme prosesi [126].

5.3. HADDELEME

Birbirine zıt yönde iki merdanenin kendi eksenini etrafında dönerken aralarından bir çubuk ya da levhanın geçirilerek plastik şekillendirilmesine haddeleme işlemi denir. Haddeleme işlemi, plastik şekil verme yöntemleri arasında üretim hızının yüksek

olması, ürün kontrolünün kolay olması nedeniyle en yaygın şekillendirme yöntemlerinden biridir [127] [128]. Haddeleme işlemi malzeme boyunca mekanik özellikleri iyileştirir, ancak dar toleranslarda üretime imkân vermemesi nedeniyle dövme ve ekstrüzyon'a göre büyük bir talaşlı işleme payı gerektirir. Haddeleme yönteminin şematik gösterimi Şekil 5.4'de verilmiştir [129].



Şekil 5.4. Haddeleme şekillendirme yönteminin şematik mikroyapı değişiminin gösterimi [129][130].

BÖLÜM 6

BAKIR VE BAKIR ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Bakır ve alaşımlarının ısıl işlemleri, malzemenin özelliklerini belirli hedeflere uygun hale getirerek çeşitli avantajlar sağlar. Bu ısıl işlem çeşitlerini şu şekilde özetlemek mümkündür [11].

- Homojenleştirme
- Tavlama
- Gerilim Giderme
- Çözeltiye Alma
- Çökelti Sertleşmesi (Yaşlandırma)
- Su Verme ve Temperleme (QT)

Bunların her biri, berilyum bakırları, bakır-krom alaşımları, bakır-zirkonyum alaşımları, çeşitli çökeltme sertleştirme alaşımları ve spinodal sertleştirme alaşımları dahil olmak üzere belirli bakır alaşımlarına bu ısıl işlemler uygulanır [11]. Uygulamaları ile birlikte aşağıda ayrıntılı açıklanmaktadır.

6.1. HOMOJENLEŞTİRME

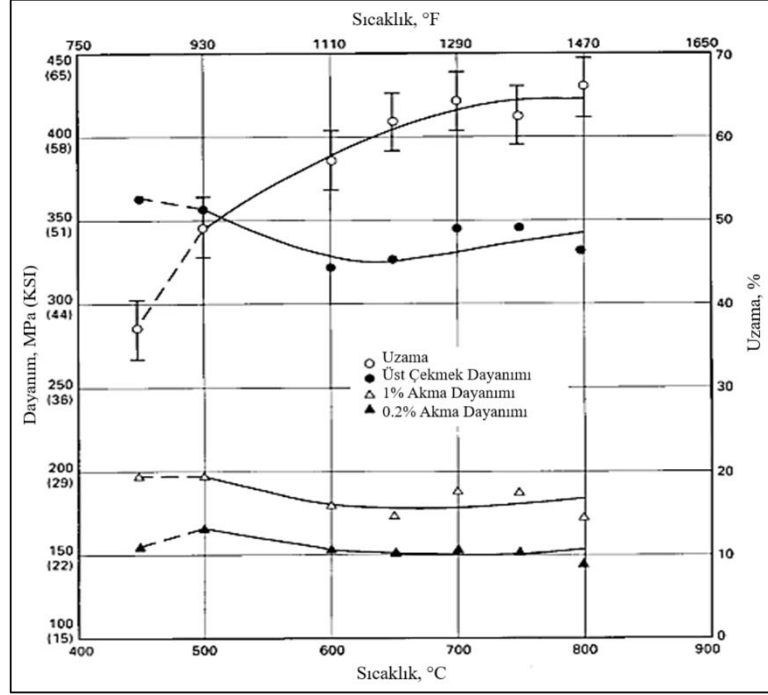
Homojenleştirme, bazı alaşımlarda katılaşmanın doğal bir sonucu olarak ortaya çıkan ve yaygın olarak çekirdeklenme olarak bilinen kimyasal veya metalürjik ayrışmayı azaltmak için uzun süreli yüksek sıcaklıkta yapılan bir işlemdir. Şekillendirme işleme için döküm kütüklerin sıcak ve soğuk sünekliğini artırmak için bakır alaşımlarına homojenleştirme uygulanır ve belirli sertlik, süneklik veya tokluk gereksinimlerini karşılamak için dökümlere ara sıra uygulanır. Homojenizasyon, geniş donma aralıklarına sahip alaşımların, özellikle kalay (fosfor) bronzları, bakır nikelleri ve silikon bronzları gibi alaşımların en sık ihtiyaç duyduğu bir işlemdir. Pirinçlerde,

alüminyum bronzlarda ve bakır-berilyum alaşımlarında, bir dereceye kadar çekirdeklenme olabilir; ancak, bu alaşımlar genellikle birincil şekillendirme işleminden sonra varlığını sürdürür ve normal işlem çalışması sırasında tavlama ile homojen hale gelir. Nihai veya yarı mamul hadde ürünlerine nadiren homojenizasyon uygulanması gerekir [11].

Yüksek soğuma hızlarının bir özelliği, dendritik mikroyapı içindeki alaşım elementlerinin homojen olmayan bir dağılımına neden olmaktadır. Bu farklılıklar, daha yüksek soğutma hızları ve kristalleşmenin başlangıcında ergiyik ve katı faz arasındaki bileşimde daha büyük farklılıklarla artmaktadır. Bu farklar, bazı alaşımlarda katı fazdaki difüzyon işlemleri sonucunda uzun süreli homojenleştirme ile dengelenmektedir [131,132].

Homojenleştirme işlemi için gereken süre ve sıcaklık, alaşıma, döküm tane boyutuna ve istenen homojenleştirme derecesine göre değişir [133]. Tipik homojenleştirme süreleri 3 ila 10 saat arasında değişir. Sıcaklıklar normalde üst tavlama aralığının üzerinde, katılma sıcaklığının 50 °C (90 °F) içindedir.

Homojenleştirme ısıl işlemi, mekanik özellikleri değiştirir; nihai gerilme mukavemetini, sertliği ve akma mukavemetini azaltırken, kırılma ve boyun verme noktasındaki uzama başlangıç değerinin iki katına kadar artırır. Şekil 6.1, nominal olarak %92 Cu ve %8 P içeren işlenmiş fosfor bronz alaşımı olan C52100'ün 4 saatlik homojenleştirme süresinde meydana gelen değişiklikleri göstermektedir [11].



Şekil 6.1. Homojenleştirme sıcaklığının C52100 alaşımlı levhanın mekanik özelliklerine etkisi [11].

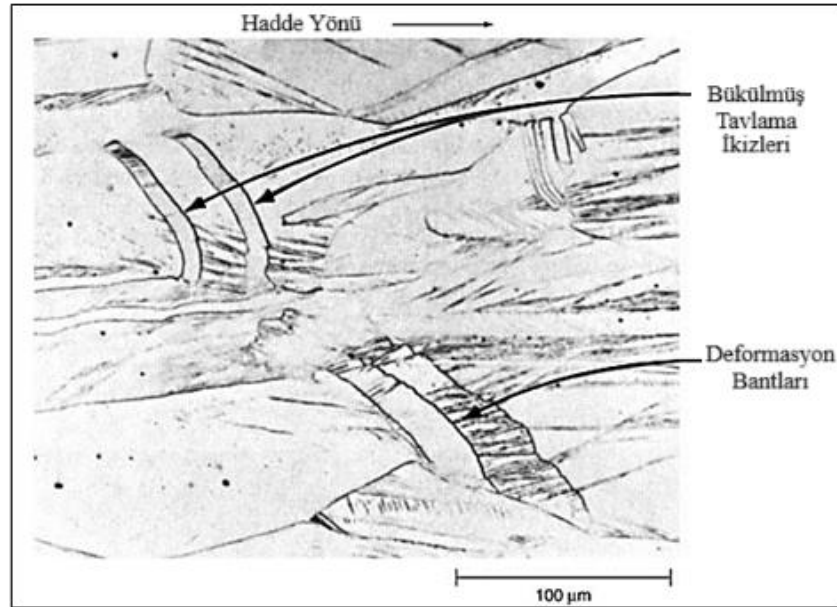
6.2. TAVLAMA

Tavlama, metallerin ve alaşımların sünekliliğini ve/veya tokluğunu arttırmak için tasarlanmış bir ısıl işlemdir. Tavlama, dökümlere, dövme ürünlere, haddeleme işlemi sırasında ve sonrasında ve uygulanır. Tavlama ısıl işlemi; ısıtma, tutma ve soğutmayı içerir ve uygun bir proses tanımı gerektirir. Her birinin sonuçları etkileyebileceği ısıtma hızı, sıcaklık, sıcaklıkta geçen süre, atmosfer ve soğutma oranını içermelidir [11][130].

Deformasyonla sertleştirilmiş metal, ısıtma veya tavlama ile yumuşak bir forma döndürülebilir. Basit tek fazlı alaşımların tavlama sırasında, deforme olmuş ve yüksek gerilmeli kristaller, geri kazanım, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi yoluyla gerilimsiz kristallere dönüştürülür. Ciddi şekilde deforme olmuş metalde yeniden kristalleşme, hafifçe deforme olmuş metale göre daha düşük sıcaklıklarda meydana gelir. Ayrıca, ciddi şekilde deforme olmuş metalin yeniden kristalleştirilmesi sonucunda taneler daha küçük ve daha düzenli bir boyuta sahip olur [134].

Tane boyutu, soğuk işlem ve tavlama uygulamalarının uygun seçimi ile kontrol edilebilir. Büyük miktarlarda ön soğuk işlem, tavlama sıcaklığına hızlı ısıtma ve kısa tavlama süreleri, ince tane boyutlarını oluşturur. Daha büyük tane boyutları normalde sınırlı deformasyon ve uzun tavlama sürelerinin bir kombinasyonu ile üretilir. Normal ticari uygulamada, tavllanmış tane boyutları 0.01 ila 0.10 mm (0.0004 ila 0.004 inç) aralığında yaklaşık bir değere kadar kontrol edilir. Tavllanmış tane boyutundaki değişimler, sertlik ve diğer mekanik özelliklerde, soğuk işlenmiş malzemede meydana gelenlerden daha küçük farklılıklar ortaya çıkar, ancak bu değişimler hiçbir şekilde göz ardı edilemez. Malzemelerin yük taşıma kapasitesi, yorulma direnci ve stres-korozyon çatlama (SCC) karşı direnç gibi nihai ürün özelliklerini geliştirmek için genellikle ince tane boyutlarına ihtiyaç vardır. İstenen bu ince tane boyutları, tavllanmış veya soğuk şekillendirilmiş malzemelerde gözlemlenir [11][135].

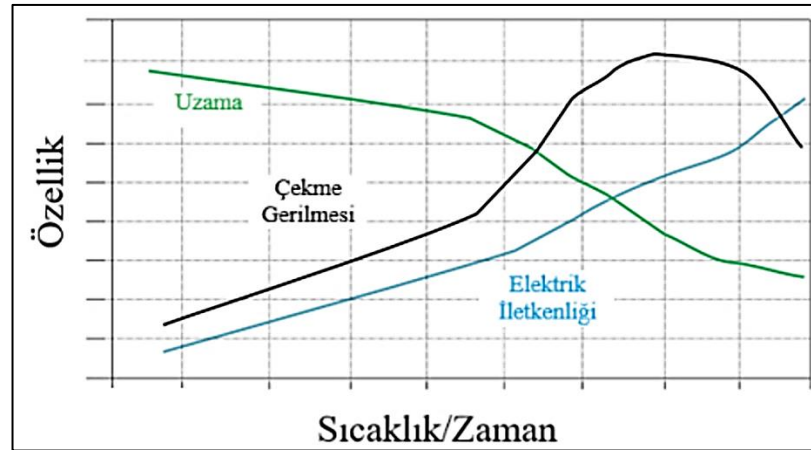
Şekil 6.2’de soğuk haddelenmiş ve tavllanmış Cu-5Zn alaşımının mikro yapısı sunulmuştur. Mikroyapıda ortaya çıkan deformasyon bantları ve bükülmüş tavlama ikizleri görülmektedir [11].



Şekil 6.2. 25 °C'de (75 °F) soğuk haddelenmiş, kalınlıkta %40 azalma gösteren, Cu-5Zn alaşımının mikro yapısı [11].

6.2.1. Dökümlerin Tavlama

Tavlama, kalıp soğumasının etkilerini düzeltmek için manganez bronzları ve alüminyum bronzları gibi bazı dubleks alaşımların dökümlerine uygulanır [136]. Kum ve alçı dökümlerin son derece yavaş soğutulması veya kalıcı kalıp veya pres dökümlerin hızlı soğutulması, sert sertlik ve/veya düşük süneklik ve bazen de düşük korozyon direnci ile sonuçlanan mikro yapılar üretebilir. Dökümler için tipik tavlama işlemleri, 580 ila 700 °C (1075 ila 1300 °F) sıcaklıkta 1 saat süre aralığında yapılmaktadır. Alüminyum bronzlar için su verme veya yüksek basınç ile hızlı soğutma tavsiye edilir [11] [100]. Döküm malzemeye uygulanan tavlama ısıl işleminin sıcaklık/zaman değişimine göre mekanik özelliklerinin değişimi Şekil 6.3'de sunulmuştur. Artan sıcaklık/zamana göre malzemenin çekme mukavemeti ve iletkenliği artarken uzamasında düşüş yaşanmaktadır [11].



Şekil 6.3. Tavlama ısıl işleminin sıcaklık/zaman değişimine göre mekanik özelliklerinin değişimi [11].

6.3. GERİLİM GİDERME

Gerilim giderme ısıl işlemi, malzeme veya parçalardaki iç gerilimi, mekanik özelliklerinden ödün vermeden gidermeyi amaçlayan bir ısıl işlemdir. Bakır veya bakır alaşımlarının soğuk işleme ile işlenmesi veya üretilmesi sırasında, plastik gerilmenin bir sonucu olarak mukavemet ve sertlik artar. Plastik gerinime elastik gerinim eşlik ettiğinden, oluşan üründe artık gerilimler kalır [137].

Yeterli büyüklükteki artık yüzey çekme gerilimleri, malzemenin depolanması veya kullanımını sırasında gerilim-korozyon çatlamasına, işleme veya kesme sırasında malzemenin öngörülemeyen bozulmasına neden olabilir. Aynı zamanda işleme, lehimleme veya kaynak sırasında malzemelerin sıcak çatlamasına da sebep olmaktadır. %15'ten fazla Zn içeren pirinçlerde eğer yeterli miktarda artık çekme gerilimi ve eser miktarda atmosferik amonyak varsa, gerilim-korozyon çatlaması oluşabilir. Diğer bakır alaşımlarında ise özellikle soğuk işlenmiş alüminyum bronzları ve silikon bronzları gibi, daha ağır şartlarda gerilim-korozyon çatlamasına maruz kalmaktadır [138]. Aynı zamanda gerilim giderme, metal ürünlerin şekillendirilmesi ve imalatı sırasında ortaya çıkan gerilimleri azaltmak için bir dizi mekanik ve ısı işlemleri içerir. Bu işlemler arasında sıkça kullanılanlar esnetme, çapraz haddeleme düzleştirme ve bilyeli dövme gibi mekanik araçları içerir. Ancak, özellikle boru biçimli ürünler veya garip şekillere sahip parçalar için, gerilim giderme amacıyla termal işlemler de kullanılmaktadır. Termal gerilim giderme, özellikle belirli malzemelerin şekillendirilmiş parçaları ve imalatları için tercih edilen bir yöntemdir. Bu işlem, artık elastik gerilimin bir kısmını ortadan kaldırarak artık gerilimi azaltır. Diğer taraftan, mekanik gerilim giderme ise sadece artık gerilimi daha az zararlı bir modele yeniden dağıtarak etki eder. Bakır alaşımlarında, artık stresin varlığını belirlemek ve stres giderici işlemlerin etkinliğini değerlendirmek için ASTM B 154 standardında açıklanan cıvalı nitrat çözeltileri ile yapılan testler önemlidir. Bu test yöntemi, artık gerilimlerin varlığını hızlandırılmış bir şekilde tespit etmek ve gerilim-korozyon hasarı gibi sorunlara neden olabilecek durumları belirlemek amacıyla kullanılır. Yüksek konsantrasyonlarda cıva tuzlarının tehlikeleri nedeniyle, nemli amonyak testleri de tercih edilebilir. Ayrıca, boyuna testereyle dilme sırasında çubuğun veya tüpün bükülmesi gibi ham saha testleri de artık gerilim için bir gösterge olarak kullanılabilir. Bu şekilde uygulanan gerilim giderme yöntemleri, metal ürünlerin dayanıklılığını ve performansını artırmak adına önemli adımlardır [11].

6.4. SERTLEŞTİRME

Isıl işlemlerle sertleştirilen bakır alaşımları iki genel tipe ayrılır: yüksek sıcaklıkta su vermeyle yumuşayıp ardından düşük sıcaklıkta çökeltme ısıl işlemleriyle sertleşenler ve martensitik tip reaksiyonlarla yüksek sıcaklıklardan su vermeyle sertleşenlerdir

[139]. Çözeltiye alma takiben düşük ila orta sıcaklıktaki işlemler sırasında sertleşen alaşımlar (çökeltme sertleştirme), spinodal sertleştirme ve sıralı sertleştirme türlerini içerir. Suyla sertleşen alaşımlar ise, alüminyum bronzları, nikel-alüminyum bronzları ve birkaç özel bakır-çinko alaşımını içerir. Genellikle su verme ile sertleştirilmiş alaşımlar, alaşımlı çelikler için kullanılabenzer bir şekilde tokluğu ve sünekliği geliştirmek ve sertliği azaltmak için temperlenir [11].

6.4.1. Su Vererek Sertleştirme ve Temperleme

Dislokasyon aktivitesini ve hareketini kısıtlayarak malzemelerin sertleştirilmesinin temel kuralıdır [139]. Su vererek sertleştirme ve temperleme (söndürme ve temperleme olarak da anılır) öncelikle alüminyum bronz ve nikelalüminyum bronz alaşımları için ayrıca da çinko eşdeğerleri %37 ila 41 olan bazı döküm manganez bronz alaşımları için kullanılır [136]. %9 ila %11,5 Al içeren alüminyum bronzları ve %8,5 ila %11,5 Al içeren nikel-alüminyum bronzları, martensitik tipte bir reaksiyonla sertleşmeye hızlı bir şekilde yanıt verir. Genel olarak, alüminyum içeriği yüksek olan alaşımlar, su verme çatlamasına karşı çok hassasken, düşük alüminyum içeriğine sahip olanlar, söndürme işlemlerine yanıt verecek kadar yüksek sıcaklık fazı içermezler [11].

6.4.2. Çökelti Sertleşmesi (Yaşlandırma)

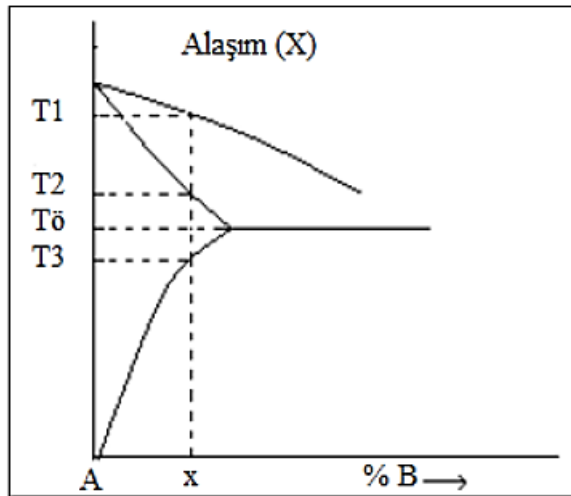
Çökeltme sertleştirme tipindeki çoğu bakır alaşımları, elektrik ve ısı iletimi uygulamalarında kullanım alanı bulmaktadır. Bu nedenle ısı işlem, gerekli mekanik mukavemeti ve elektriksel iletkenliği geliştirecek şekilde tasarlanmalıdır. Ortaya çıkan sertlik ve dayanıklılık, çözeltiyle söndürmenin etkinliğine ve çökeltme (yaşlandırma) işleminin kontrolüne bağlıdır [140]. Yaşlandırma sertleşmesi ve yaşlandırma terimlerinin, ısı işlem uygulamasında çökeltme sertleşmesi veya spinodal sertleşme terimlerinin yerine kullanıldığına dikkat edilmelidir. Bakır alaşımları, ortam sıcaklığından ziyade yüksek sıcaklık işlemiyle sertleşir.

Çözünmüş atomlar, su verilmiş alaşım kafesinde tutarlılık ve çökeltme döngüsünden geçerken, sertlik artar, bir zirveye ulaşır ve zamanla azalır. Elektrik iletkenliği, normalde tamamen çökelmiş durumda, bir miktar maksimuma ulaşılabenzer kadar zamanla sürekli olarak artar. Genel olarak tercih edilen optimal koşul, sertlik yaşlanma

zirvesine karşılık gelenlerin hemen ötesinde sıcaklık ve sürenin çökeltme işleminden kaynaklanır [11].

6.4.2.1. Çözeltiye Alma

Çözelti alma işlemi, alaşımın sünekliliğini ve tokluğunu arttıran bir ısıl işlemdir. Bu süreç, ısıtma, belli bir zamanda tutma ve havada ya da suda soğutma (Farklı çözeltiler de yağda ve tuz banyosunda.) işlemleri ile gerçekleşir. Malzemede oluşabilecek hasarların önüne geçebilmek için için ısıtma ve soğutma hızları kritik önem taşımaktadır. Diğer yandan, ısının kaynağı ve uygulama biçimi, fırın atmosferi, fırın tasarımı, numune boyutu ve şekli, tavlama maliyetini ve nihai yapıyı etkileyebilecek önemli parametrelerdir [11]. Çökeltme reaksiyonu için temel gereksinim düşük sıcaklıklarda çözünürlüğün azalmasıdır. Bir faz diyagramında, katı ergiyik fazında maksimum çözünürlüğü veren doğrulara solvüs doğruları denilmektedir. Katı durumda az miktarda, sıvı durumda ise maksimum çözünebilir kapasitesi olan bir alaşım, solvüs sıcaklığının üzerinde optimum bir sıcaklığa kadar ısıtıldığında (Şekil 6.4'de X alaşımı için T2-T3 sıcaklıkları arası) homojen bir katı ergiyik (α) formuna geçer. Bu sıcaklıkta alaşımda mevcut fazların (α ve β) bir faz içinde çözünme işlemi maksimum gerçekleşene kadar bekletilir. Alaşımların kimyasal kompozisyonuna göre, bu bekleme zamanı değişkenlik gösterir. Alaşımlara yapılan bu ısıl işleme çözüldürme uygulanması veya çözeltiye alma işlemi adı verilir [141].



Şekil 6.4. Çökelti sertleşmesi (yaşlandırma) işleminin faz diyagramı üzerinde gösterimi [141].

6.4.2.2. Su Verme

Çözeltiye alınan alaşımlardan elde edilen aşırı doymuş katı ergiyiğin hızlı soğutma ile toparlanmasına ödün vermeden oda sıcaklığına soğutularak muhafaza edilmesine su verme denir. Çözeltiye alma ısıl işlemine tabi tutulmuş malzeme oda sıcaklığına hızlı olarak soğutulur. Soğutma ortamı genellikle su tercih edilir. Su vermenin genel amacı, çözündürme işlemi ile oluşan tek fazlı α katı çözeltisini, çökeltilerin oluşmasına meydan bırakmayacak şekilde aniden soğutmasını sağlamaktır. Böylece aşırı doymuş bir katı çözelti oluşur. Malzeme içinde bulunan çözenin denge koşullarında, alaşım elementinin çözebileceği miktardan daha fazla madde çözmesi anlamına gelen aşırı doymuş yapı kararsız bir durumdur. Kararlı bir yapının elde edilebilmesi, orta dereceli dayanıma ve yeterli miktarda sünekliğe sahip bu yapının yaşlandırılması işlemi ile olabilmektedir [141] [142].

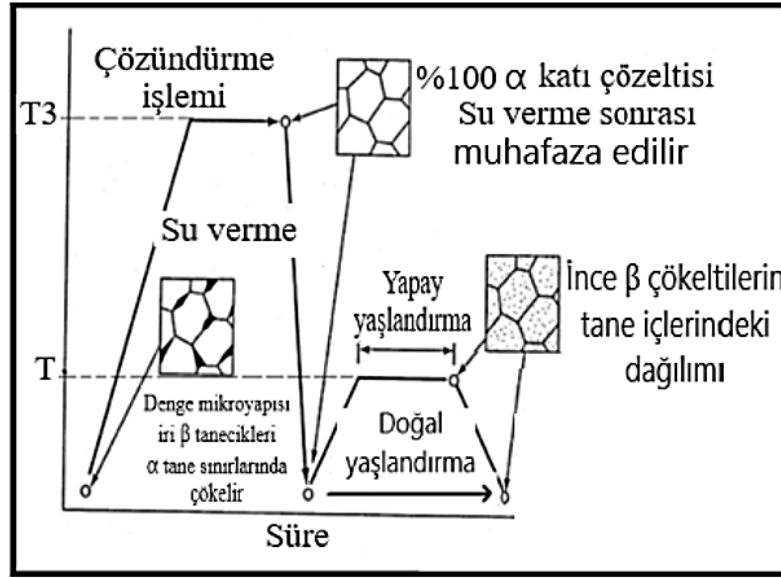
6.4.2.3. Yaşlandırma işlemi

Yaşlandırma işlemi, malzemenin istenilen sertlik ve dayanım özelliklerine ulaşması için uygun bir sıcaklıkta korunmasını gerektiren bir ısıl işlem prosedürüdür. Bu süreçte, örneğin Şekil 6.5'de gösterildiği gibi, X alaşımı için T3 sıcaklığından düşük bir sıcaklıkta malzeme tutulur. Bu süre zarfında, aşırı doymuş yapının içinde bulunan faz fazla atomları, yaşlandırma işleminin başlangıcında bir araya gelir ve zamanla çekirdek oluşturarak β fazının çekirdeklenme mekanizmasının etkin hale gelmesine yol açar. Bu tür reaksiyonlar genellikle "çökelti sertleşmesi" olarak adlandırılır ve malzemenin dayanıklılığını artırır. İşte çökelti sertleşmesi sürecinin ana hedefi, alaşım içinde ince ve homojen dağılımlı çökeltinin oluşturulmasıdır.

Aşırı doymuş çökelti kararsızdır, bu nedenle ikincil fazın çökmesine yatkındır. İşlem sıcaklığında, α çözeltisinin kabul etmek istemediği fazla B elementi atomları, belirli kristalografik düzlemlere doğru difüzyon yaparlar. Yeterli sıcaklıklarda metastabil fazın yaşlandırılmasına izin verildiğinde, denge fazı oluşabilir. Ancak, genellikle denge çökeltisinden önce bir veya iki farklı çökelti oluşur. Denge çökelti reaksiyonu, genellikle sürekli ve süreksiz olarak iki şekilde gerçekleşir. Sürekli reaksiyon sırasında, β fazı α matrisi içinde bağımsız parçacıklar olarak büyüme gösterir. Sürekli

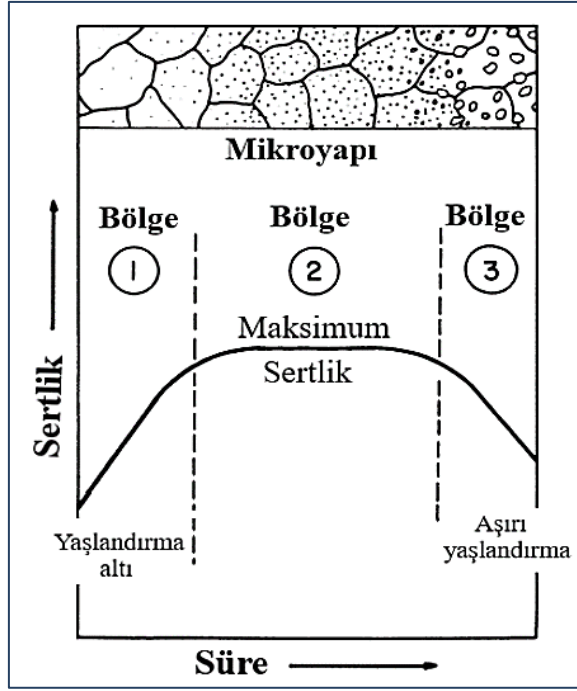
çökelti reaksiyonu sıklıkla "hüresel çökeltme" olarak adlandırılır. Dönüşüm, hareket eden faz sınırlarında meydana gelir [142].

Bu işlem, malzemenin mekanik özelliklerini optimize etmek ve istenen performans özelliklerini elde etmek için kullanılır. Bu nedenle, çökelti sertleşmesi, malzeme bilimi ve mühendislik alanında önemli bir ısıl işlem yöntemidir.



Şekil 6.5. Çökeltme sertleşmesinin basamakları [35].

Yaşlandırmada ısıl işleminde her malzeme için bir optimum süre ve sıcaklık vardır. Bazı alaşımlar daha yüksek yaşlandırma sıcaklıkları gerektirse de demir dışı alaşımların çoğu için bu sıcaklık yaklaşık 165–345°C arasında olup yüksek iletkenli bakır alaşımlarında 300°C-550°C'dir. Zaman ve sıcaklığın yüksek olduğu optimum parametrelerin dışına çıktığında aşırı yaşlandırma gerçekleşir ve sertlikte hızlı bir düşüş meydana gelir. Bu durum Şekil 6.6'da gösterilmiştir. Şekil 6.6'da "Maksimum sertlik" gösteren İkinci bölgenin optimum zaman-sıcaklık döngülerinde olduğu makul büyüklükte bir alan mevcuttur. İnce çökelti 2. bölgede çökeltirken, kaba partiküller (aşırı çökeltme) sertlikte kesin bir düşüşün olduğu aşırı yaşlandırma bölgesi olan 3. bölgede taneler içinde gösterilmiştir.



Şekil 6.6. Yaşlandırma eğrisi ve mikroyapıdaki değişimin zaman-sıcaklık gösterimi [143].

Çökeltme sertleştirme alaşımlarında istenen özelliklerin üretilmesinde karşılaşılan sorunları teşhis etmek için Çizelge 6. 1'deki belirli yönergeler kullanılabilir [11].

Çizelge 6.1. Çökeltme sertleştirme alaşımlarında karşılaşılan sorunlar ve sorunlara yönelik teşhis parametreleri [11].

Sorun	Teşhis
Düşük Sertlik	Çözelti sıcaklığı çok düşük; çözelti söndürme gecikti veya soğutma hızı çok düşük; yaşlanma sıcaklığı çok düşük ve/veya süre çok kısa (az yaşlanma) veya sıcaklık çok yüksek ve/veya süre çok uzun (Aşırı yaşlanma)
Düşük sertlik; düşük iletkenlik	Yetersiz solüsyona alma
Düşük sertlik; yüksek iletkenlik	Yetersiz çözeltiye alma ve/veya aşırı yaşlanma
Yüksek sertlik; düşük iletkenlik	Az yaşlandırma, Safsızlık, Kirlilik

6.4.3. Spinodal Sertleşen Alaşımlar

Spinodal ayrışma, çökelme sertleştirme alaşımlarındaki sertleşme sürecine benzer bir yöntemle kullanılarak elde edilen alaşımları ifade eder. Bu süreç, genellikle bakır-nikel alaşımları gibi krom veya kalay içeren alaşımları kapsar. İlk aşamada, yüksek sıcaklıkta bir çözelti işlemi ve ardından su verme uygulanarak yumuşak ve sünek bir spinodal yapı elde edilir. Malzeme, bu aşamada soğuk işlenip şekillendirilebilir. Daha sonra, alaşımın sertliği ve mukavemeti arttırılmak üzere spinodal ayrışma işlemi uygulanır. Bu aşama, genellikle yaşlanma olarak adlandırılır ve daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşir. Sertleşme mekanizması, katı çözeltideki karışabilirlik boşluğuyla ilgilidir ve çökelmeye neden olmaz. Bu süreç, bakır esaslı alaşımların mekanik özelliklerini iyileştirmek için etkili bir ısıl işlem yöntemi olarak kabul edilir. Spinodal ayrışma, bakır alaşımlarının daha geniş bir uygulama yelpazesi içinde kullanılmasına olanak tanır. Bu da, endüstriyel gereksinimlere uygun hale getirerek malzemenin dayanıklılığını ve performansını artırır. Sonuç olarak, spinodal ısıl işlem, bakır esaslı alaşımların özelliklerini geliştirmek ve çeşitli endüstriyel alanlarda kullanımını optimize etmek için önemli bir rol oynar. [11].

BÖLÜM 7

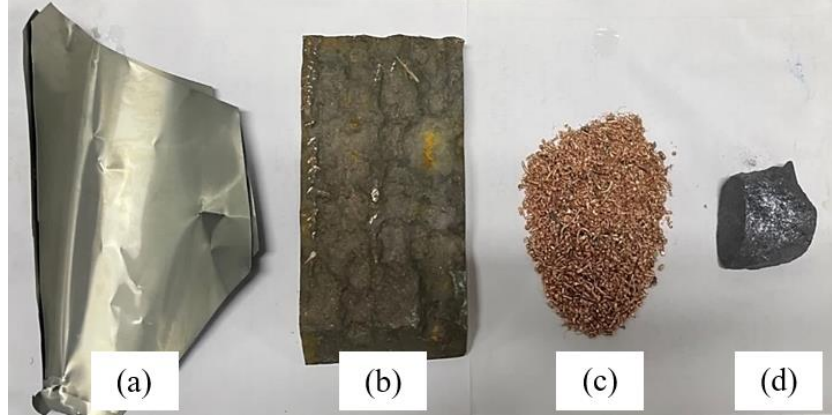
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Günümüze kadar, Cu-Ni-Si alaşımları üzerine yapılan araştırmalar üçlü alaşım grubu ile sınırlı kalmıştır. Başka bir deyişle, dördüncü iz alaşım elementi ilavesinin etkisine odaklanan çok az araştırma yapılmıştır. Bu çalışmada yeni nesil bakır alaşım olan yüksek performanslı CuNiSiCo alaşımının üretimi ve sektörde çokça kullanılan geleneksel CuNi2Si alaşımıyla karşılaştırmalı olarak incelenmiştir.

Çalışmada CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımları sıvı ergiyik yöntem ile üretilmiştir. CuNiSiCo alaşımına Co ilavesi CuCo10 master alaşımı kullanılarak yapılmıştır. Dökülmüş ingotların yüzeyleri 2mm tornada işlenmiş ve ardından şahmerdan ile sıcak dövme uygulanmıştır. Aynı deformasyon oranında dövme işlemi uygulanmış CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlar çökeltme sertleşmesi ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Üretilen alaşımların çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma ısıl işlemleri sonrası karakterizasyonu (metalografik işlemleri ve mikroyapısal karakterizasyonu (OM ve SEM), XRD), sertlik testi, elektrik iletkenlik testi, çekme testi, aşınma ve korozyon davranışı özellikleri incelenmiştir.

7.1. ALAŞIM HAZIRLAMA VE DÖKÜM

Bu araştırma çalışmasında, numunelerin üretimi indüksiyon ergitme döküm yöntemi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Başlangıçta, dökülecek alaşımların teorik miktarları belirlenmiş ve bu miktarlar hassas terazide ölçülerek, alaşımın gereksinim duyduğu hammaddeler elde edilmiştir. Özellikle CuNiSiCo alaşımına kobalt (Co) ilavesi yapılması CuCo10 master alaşımı ile sağlanmıştır. Bu master alaşım, elementlerin teorik ağırlıklarına göre düzenlenerek, dökümlerin teorik olarak 10 kilogram ağırlığında olacak şekilde hesaplanmıştır (Çizelge 7.1'e bakınız). Dökümlerde kullanılan hammaddelerin görselleri Şekil 7.1'de sunulmuştur.



Şekil 7.1. Döküm çalışmalarında kullanılan hammaddeler (a) Sac nikel, (b) CuCo10 Master alaşımı, (c) Saf bakır, (d) Saf silisyum.

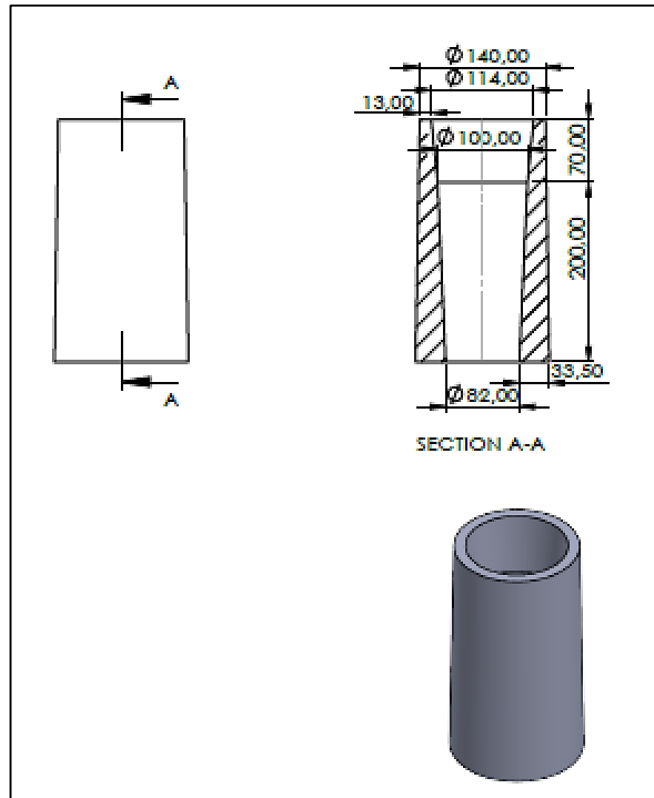
Çizelge 7.1. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşım içeriğinin gram cinsinden miktarı.

Alaşım	Cu (gr)	Ni (gr)	Si (gr)	Co (gr)
CuNi2Si	9740	200	60	-
CuNiSiCo	9675	150	50	125

Dökümler Sağlam Metal Ar-Ge merkezi döküm laboratuvarında gerçekleştirilmiştir. Ergitme için 10 kg kapasiteli 5M marka orta frekans indüksiyon ocağı kullanılmıştır. Döküm çalışmalarında kullanılan ocağa ait görseller Şekil 7.4’de sunulmuştur. Dökümün yapılacağı kokil kalıp St52 kalite çelikten yapılmıştır. Ayrıca, yüksek sıcaklık farkından dolayı çatlak oluşumunu önlemek için kalıplar dökümden önce pürmüz yardımı ile 100-150 C° aralığında ön ısıtmaya tabi tutulmuştur (Bkz. Şekil 7.2).



Şekil 7.2. Kokil kalıbın pürmüz yardımı ile ön ısıtma yapılması.



Şekil 7.3. CuNiSi ve CuNiSiCo alaşımlarının döküldüğü St52 kalıbın teknik resimleri.

Şekil 7.4 (a)'da, CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarını elde etmek için kullanılan indüksiyon ocağı görülmektedir. Bu ocak, hammaddelerin ergitilmesi ve kalıplara dökülmesi sürecini gerçekleştirmek için kullanılmaktadır. Her iki alaşımların ergitme

işlemleri yaklaşık olarak 1350°C civarında gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, Şekil 7.4(b) ve 7.4(c), bu çalışma boyunca gerçekleştirilen ergitme ve döküm işlemlerini göstermektedir.



Şekil 7.4. (a) Alaşım üretimi için kullanılan indüksiyon ocağı, (b) Dökümün ara potaya alınması (c) St52 kokil kalıba dökümün gerçekleşmesi.

7.2. KİMYASAL ANALİZ (OPTİK EMİSYON SPEKTROMETRESİ)

Döküm çalışmalarında kullanılmak üzere endüstriyel koşullarda üretilen alaşımların kimyasal analizi, Foundry-Master Smart HITACHI marka optik emisyon

spektrometresi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Çalışmalarda kullanılan optik emisyon spektrometresinin görsel gösterimi Şekil 7.5.'de gösterilmektedir.

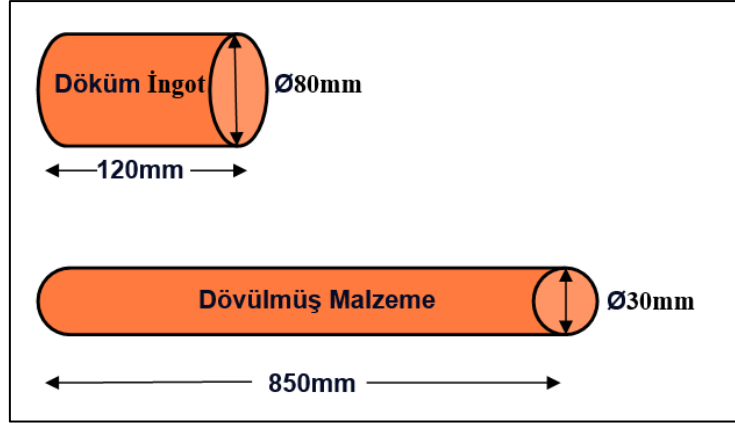
Alaşımın döküm aşamasında istenilen kompozisyonunda olması için döküm gerçekleşmeden önce potadan numune alınıp spektral analiz yapıldıktan sonra uygun elementel kompozisyon uygun görüldüğünde dökümler gerçekleştirilmiştir.



Şekil 7.5. HITACHI optik emisyon spektrometresi.

7.3. ŞAHMERDAN İLE SICAK DÖVME

Dökümü gerçekleşmiş CuNi₂Si ve CuNiSiCo döküm ingotları, soğuk formda tavlama fırınına yerleştirildi ve fırın 950°C sıcaklığına ulaştığında 2 saat boyunca tavlama fırınında bekletildi. Tavlama ısıl işleminin ardından ingotlar örs üzerine alındı ve 850-925°C aralığında şahmerdan kullanılarak sıcak dövme işlemleri gerçekleştirildi. Dövme çalışmaları, SAĞLAM METAL A.Ş.'de endüstriyel bir şekilde gerçekleştirilmiştir. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının ingot çapları 80 mm'den 30 mm çapa sıcak dövme ile düşürülerek yaklaşık % 62 deformasyon uygulanmıştır.



Şekil 7.6. Döküm alaşımlarının sıcak dövme sonrası şekil değişiminin şematik görüntüsü.

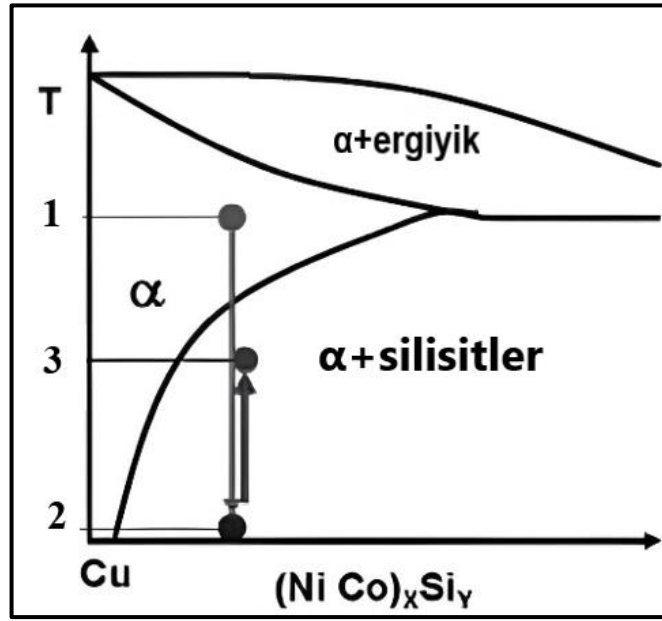


Şekil 7.7. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının endüstriyel ortamda gerçekleşen şahmerdan ile sıcak dövme prosesi.

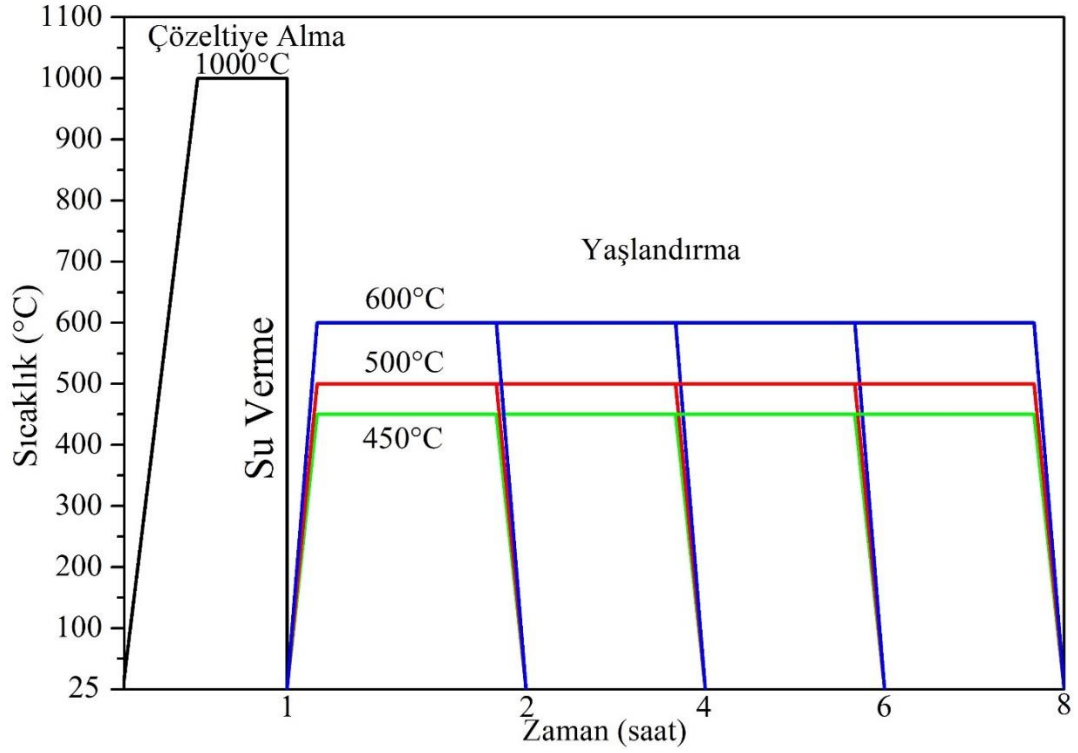
7.4. ISIL İŞLEM ÇALIŞMALARI

Ergitme döküm yöntemiyle üretilip şahmerdan ile dövülen CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımları çözeltiye alma, su verme ve yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanmıştır. Çalışmada kullanılan ısıl işlem çizelgesi Şekil 7.9'da verilmiştir. Şekil 7.8'de

gösterilen faz diagramında 1 no ile gösterilen bölgede alaşımlar 1000°C’de 1 saat fırında tutularak katı çözeltiliye alındı. Ardından faz diyagramında 2 no ile gösterien bölgeye yani oda sıcaklığına hızlı bir şekilde suyla söndürme yapıldı. Yaşlandırma sıcaklıkları 450°C, 500°C ve 600°C olmak üzere 3 no ile gösterilen bölgede farklı tutma sürelerinde (2,4,6 ve 8 saat) tutularak mukavemet ve iletkenlik arttıran α +Silisit çökeltilerin oluşması sağlandı.



Şekil 7.8. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarına uygulanan ısıl işlem koşullarının gerçekleştiği faz bölgeleri.



Şekil 7.9. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarına uygulanan ısıl işlem çizelgesi.

Amacımız olan, yüksek mukavemet, yüksek elektrik iletkenliği, iyi şekillendirilebilirlik ve gerilim gevşeme direnci kombinasyonunu optimize etmek için yaptığımız çökeltme sertleşmesi (Çözeltiye alma-Yaşlandırma) ismi ile anılan ısıl işlemler Şekil 7.10'da gösterilen Sağlam Metal Sanayi ve Ticaret A.Ş Ar-Ge bünyesinde bulunan Protherm Marka ısıl işlem fırınında yapılmıştır.



Şekil 7.10. Isıl işlem proseslerinin gerçekleştiği fırın.

7.5. METALOGRAFİK İŞLEMLER

Mikroyapı incelemesi, aşınma testi ve korozyon testi için planlanan her bir numune, test yapılacak boyutta Şekil 7.11'deki QATM Quality Assured su soğutmalı hassas kesimde kesilerek testlere hazır hale gelmiştir. Metalografi işlemleri öncesine hazır hale getirmek adına CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının döküm, dövme, çözeltiye alma ve 2, 4, 6 ve 8 saat süre ile yapılan yaşlandırma numuneleri ATA OPAL 410 markalı sıcak bakalit cihazında bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numuneler QATM QPOL 250 marka otomatik zımparalama ve parlatma cihazında zımparalama ve parlatma uygulanmıştır. Zımparalama işlemi için 240-2000 grit SiC zımpara kâğıdı, parlatma işlemi için ise sırasıyla 6,3 ve 1 μm ' lik elmas parlatma solüsyonu ve uygun parlatma çuhası kullanılmıştır. Daha sonra alaşımların mikroyapı detaylarını ortaya çıkarmak için Çizelge 7.2'de hazırlanan solüsyonda dağlanmıştır.



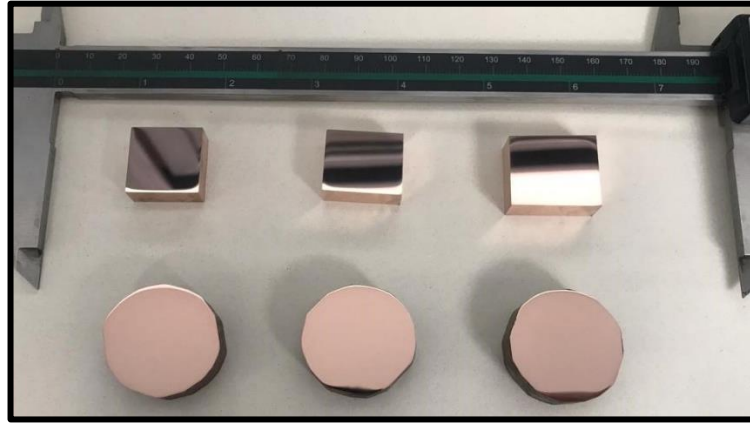
Şekil 7.11. Su soğutmalı hassas kesim cihazı.



Şekil 7.12. Sıcak bakalite alma cihazı.



Şekil 7.13. Otomatik zımparalama ve parlatma cihazı.



Şekil 7.14. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının elmas solüsyon ile parlatılmış görüntüleri.

Çizelge 7.2. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımları için hazırlanan dağılayıcı bileşimi.

Kompozisyon	Şartlar
25mL HN ₄ OH, 25mL H ₂ O, 50ml %2.5 (NH ₄) ₂ S ₂ O ₈	25 Saniye boyunca 27°C'de

7.6. XRD (X-IŞINI DİFRAKSİYON SPEKTROSKOPİSİ) ANALİZİ

Sıvı eriyik döküm teknolojisi kullanılarak üretilen alaşımların yapı içindeki fazları, 10–90° tarama aralığına ve 3°/dakika tarama hızına sahip X-ışını difraktometre yöntemi kullanılarak analiz edildi. XRD analizi KBÜ MARGEM'in Riraku Ultima IV marka XRD cihazı kullanılarak yapıldı.



Şekil 7.15. XRD cihazı.

7.7. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

Üretilen alaşımların döküm, dövme, çözeltiyeye alma ve yaşlandırma hallerindeki sertlik değışimleri TS EN ISO 6508-2 [144] standardına uygun olarak yapılmıştır. Yapılan ölçümler Rockwell B Skala sertlik testi ile belirlenmiştir. Sertlik testleri Sağlam Metal A.Ş. Kalite Laboratuvarında bulunan OMAG 330 RSD markalı sertlik testinde gerçekleşmiştir. Testlerde kullanılan cihazın görseli Şekil 7.16’da sunulmuştur. Sertlik ölçme cihazında ön yük, kuvvet ve çap olarak; 98 N ön yük, 980N uygulanan kuvvet ve 1/16 inç çelik bilya kullanılmıştır. Yaşlandırma ısıl işlemi sırasında maksimum sertlik değışimini belirlemek için ısıl işlem fırınından 2, 4, 6 ve 8 saat aralıklarla numuneler alınarak sertlik ölçümleri yapılmıştır. Her numuneden en az beş sertlik ölçümü yapılmış ve ortalaması rapor edilmiştir.

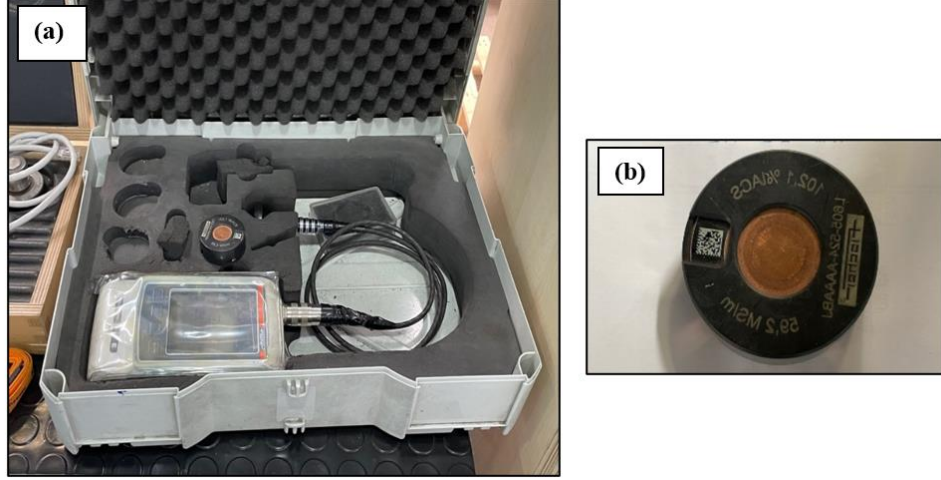


Şekil 7.16. Rockwell B sertlik ölçüm cihazı.

7.8. ELEKTRİK İLETKENLİK ÖLÇÜMLERİ

Elektriksel iletkenlik ölçümü bu çalışmada oldukça önemlidir. Nedeni ise CuNi2Si alaşımının kullanım alanından kaynaklanmaktadır. Daha önceki bölümlerde tartışıldığı gibi, bu alaşım, elektriksel iletkenlik performansının çok önemli olduğu alanlarda tercih edilmektedir. Bu nedenle, elektrik iletkenliği bu çalışmanın ana odak noktalarından biridir. Bu çalışmada Cu-Ni-Si alaşım sistemine Co elementinin eklenmesi ile elektriksel iletkenliğin 25-26 MS (megasiemens) değerine ulaşmak olmuştur. Bu çalışmada, birçok farklı mekanik ve ısıl işleminden geçmiş hem döküm numunelerin hem de nihai ürünlerin iletkenlikleri ölçülmüştür. Ölçümler ASTM E1004 [145] standardına uygun koşullarda yapılmıştır. Elektrik iletkenlik testleri Şekil 7.17 (a)'da verilen TANOS SIGMASCOPE SMP350 cihazında gerçekleştirilmiştir. Ayrıca testler yapılmadan önce cihaz Şekil 7.17 (b)'de verilen

referans numune yardımıyla kalibrasyonu yapılmıştır. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının elektrik ölçüm testleri 5'er adet yapılarak ortalamaları not edilmiştir.

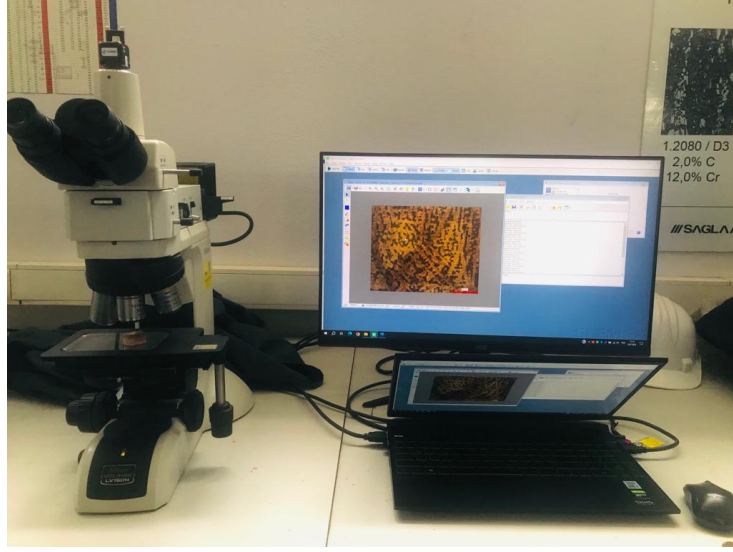


Şekil 7.17. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının (a) megasimens ölçümleri için kullanılan elektriksel iletkenlik test cihazı (b) iletkenlik kalibrasyon numunesi görselleri.

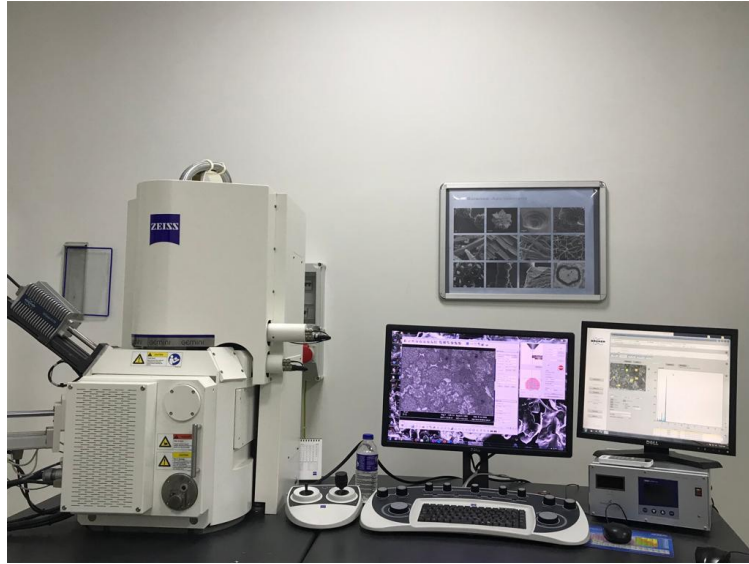
7.9. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının mikroyapısal analizi ve tane boyutu hesaplamaları, Nikon ECLIPSE LV150N optik mikroskobu kullanılarak yapıldı. Alaşımların tane boyutlarının hesaplanması ASTM E-112-13 [146] standardına uygun şekilde yapılmıştır.

Detaylı mikroyapısal çalışmalar (boyut, şekil, morfoloji, parçacıkların ve çökeltilerin faz bileşimi), Karabük Üniversitesi Demir Çelik Araştırma Enstitüsü'nde bulunan Carl Zeiss Ultra Plus Field Emission Scanning Electron Microscopy markalı taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı spektroskopi kullanılarak gerçekleştirildi.



Şekil 7.18. Çalışmalarda kullanılan optik mikroskop cihazı.

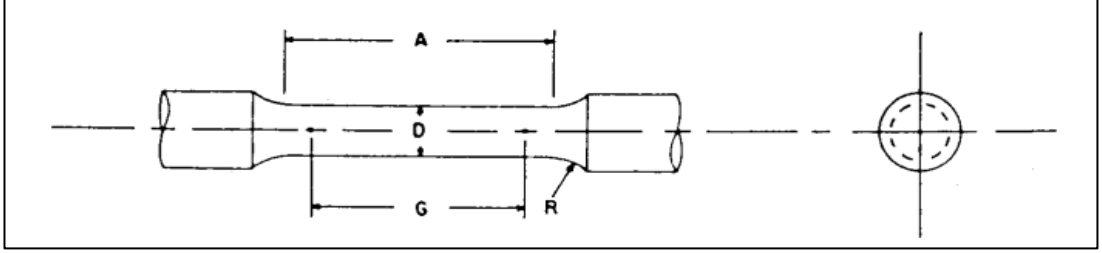


Şekil 7. 19. Taramalı elektron mikroskobu (SEM).

7.10. ÇEKME TESTİ

Üretilen CuNi_2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının dövme ve optimum yaşlandırma ısı işlemi yapılmış formlarının çekme testleri ASTM E8/8M [147] standardına uygun bir şekilde Sağlam Metal AŞ'de gerçekleştirilmiştir. Numuneler, standartta belirtilen Şekil 7.20'deki teknik resim ve Çizelge 7.3'deki ölçülere göre hazırlanmıştır. Numuneler, alaşımların 30 mm çapındaki dövme formundan ve mekanik değerinin maksimum olduğu optimum yaşlandırılmış formlarından talaşlı imalat yöntemi

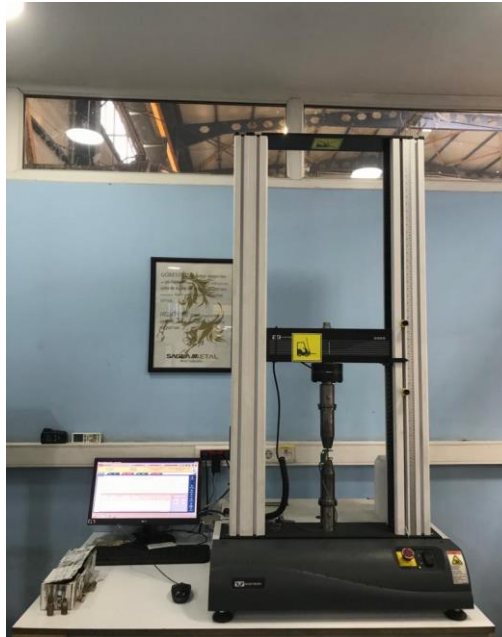
üretimiştir. Talaşlı imalatta üretilen numune Şekil 7.22 (a)'da gösterilmiştir. Çalışmada kullanılan çekme testi cihazı, INSTRON marka universal test cihazı ve ekstansometre ile uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Çekme numunesi ölçüleri Çizelge 7.3'te kutu içerisinde alınan Specimen 3 ölçü skalasında hazırlanmıştır. Çekme testinin başlangıç ve bitiş görüntülerine ait görseller Şekil 7.22'de sunulmuştur.



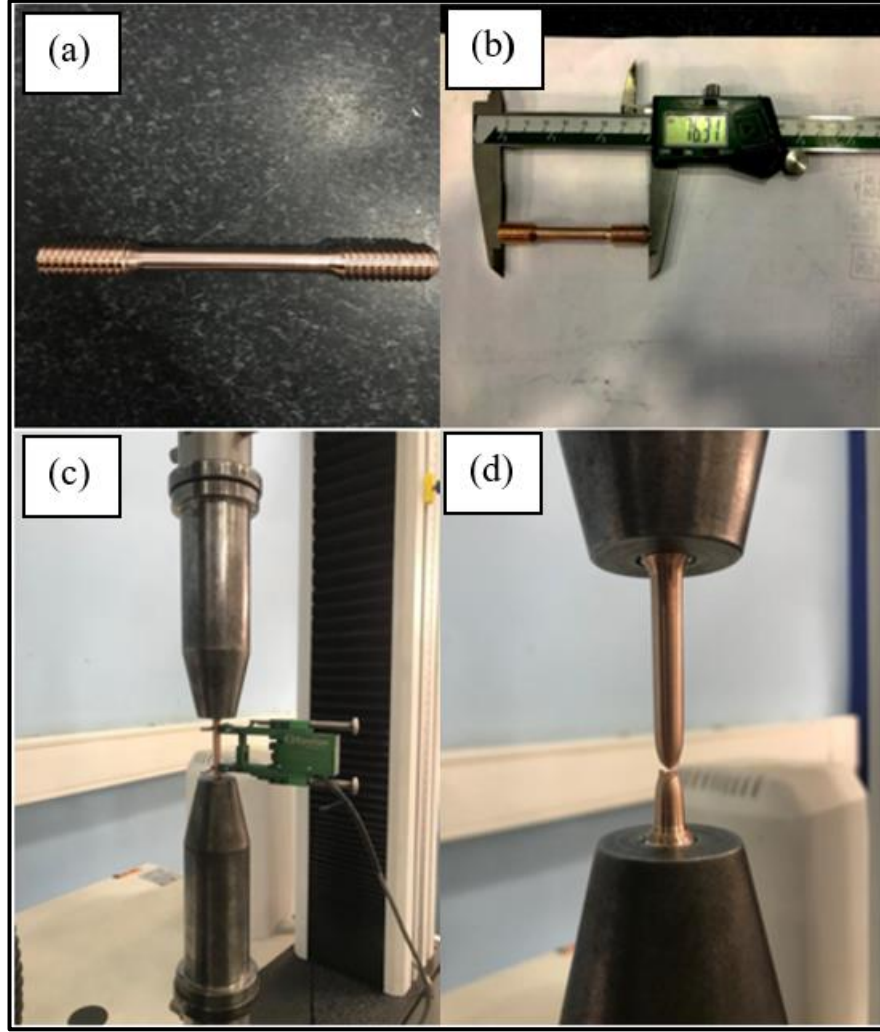
Şekil 7.20. ASTM E8-8M standardında verilen çekme testi numunesinin teknik resmi.

Çizelge 7.3. ASTM E8-8M Specimen 3'e göre yapılacak çekme testi numunesinin ölçüm standardı.

For Test Specimens with Gauge Length Five times the Diameter (E8M)					
	Standard Specimen		Small-Size Specimens Proportional to Standard		
	Specimen 1	Specimen 2	Specimen 3	Specimen 4	Specimen 5
G—Gauge length	62.5 ± 0.1 [2.500 ± 0.005]	45.0 ± 0.1 [1.750 ± 0.005]	30.0 ± 0.1 [1.250 ± 0.005]	20.0 ± 0.1 [0.800 ± 0.005]	12.5 ± 0.1 [0.565 ± 0.005]
D—Diameter (Note 1)	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	9.0 ± 0.1 [0.350 ± 0.007]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]	4.0 ± 0.1 [0.160 ± 0.003]	2.5 ± 0.1 [0.113 ± 0.002]
R—Radius of fillet, min	10 [0.375]	8 [0.25]	6 [0.188]	4 [0.156]	2 [0.094]
A—Length of reduced section, min (Note 2)	75 [3.0]	54 [2.0]	36 [1.4]	24 [1.0]	20 [0.75]



Şekil 7.21. Çekme testlerinin gerçekleştirildiği cihaz.



Şekil 7.22. (a) Talaşlı işlemede işlenen çekme testi numunesi, (b) çekme testi numunesinin boy ölçüsü, (c) ekstansometrenin numuneye takılması ve testin başlaması, (d) çekme testinin son bulup kopmanın gerçekleşmesi

7.11. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ

Üretilen CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının yoğunlukları Arşimet prensibine [148] göre ölçülmüştür. Yoğunlukları ölçmek için Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Toz Metalurji laboratuvarında bulunan AND GR-200 marka hassas terazi ve yoğunluk ölçüm kiti kullanılmıştır.



Şekil 7. 23. Hassas terazi ve yoğunluk ölçüm kiti.

7.12. KURU SÜRTÜNME AŞINMA TESTİ

Optimum yaşlandırma ısıl işlemi parametresi olan 500°C’de 6 saat sürede yaşlandırılmış CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarına, Kocaeli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Toz Metalurji laboratuvarında bulunan Turkeyus marka POD/HT/WT model aşınma cihazında ASTM G99 [149] standartlarına uygun olarak pin-on-disk tipinde kuru sürtünme aşınma testi uygulanmıştır. Test parametreleri: 5N, 10N ve 20N yük altında, 300rpm kayma hızı, 20 mm iz mesafesi ve 1000 m kayma mesafesi olarak belirlenmiştir. Aşınma testi için 6 mm çapında 100Cr6 çelik bilye kullanılmıştır. Test başlangıç ve bitişlerinde ağırlık kayıpları 0.001 gr hassas terazi ile ölçülmüştür. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının aşınma hızları, hassas terazi ile elde edilen ağırlık(gr) kayıpları verileri ile aşağıdaki formül kullanılarak hesaplanmıştır:

$W_a = \Delta G / d.M.S$ (mm^3/Nm) olup burada:

W_a : Aşınma oranı (mm^3/Nm),

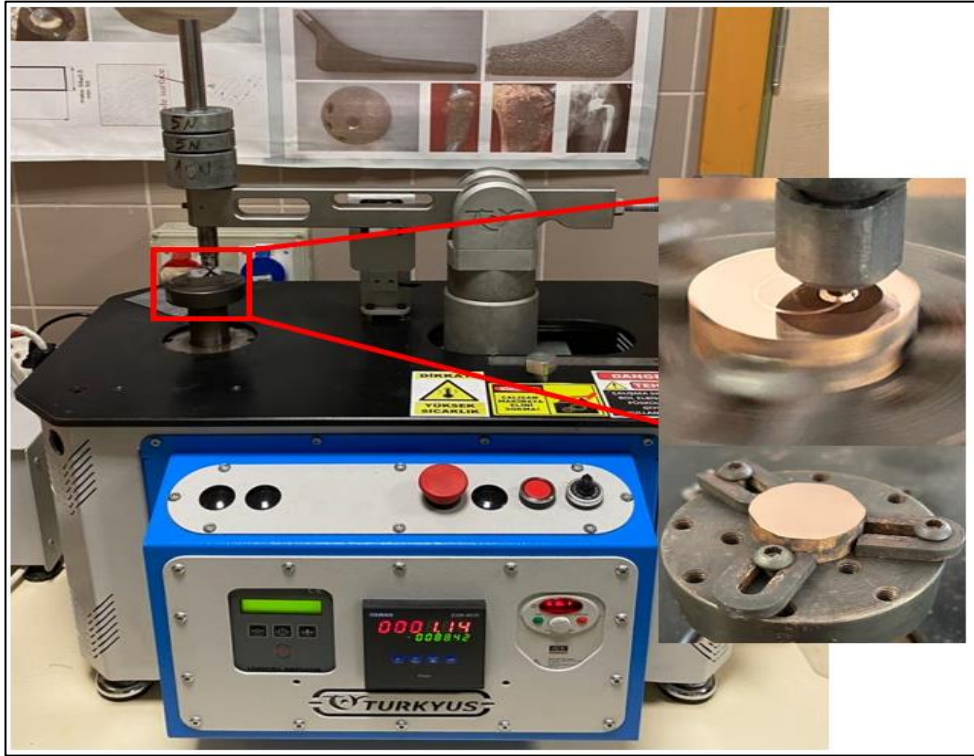
ΔG : Ağırlık kaybı (mg),

M : Yükleme ağırlığı (FN) (N),

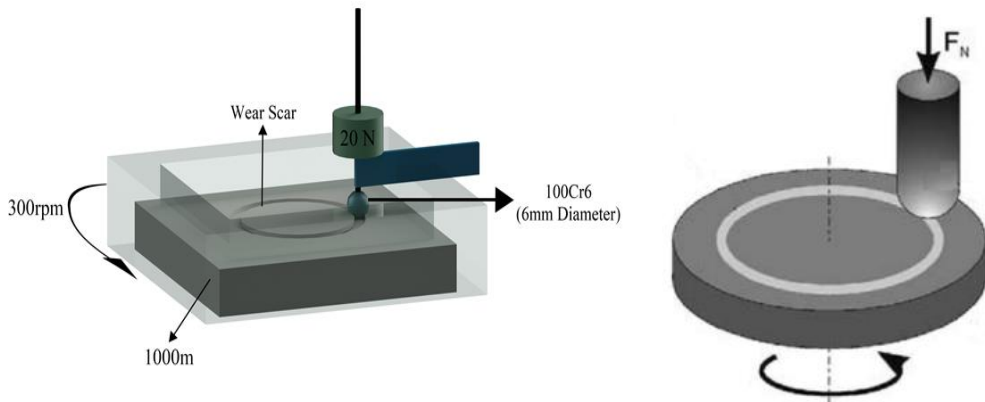
S : Aşınma yolu (m),

d : Yoğunluk (mg/mm^3) olarak alınmıştır [150].

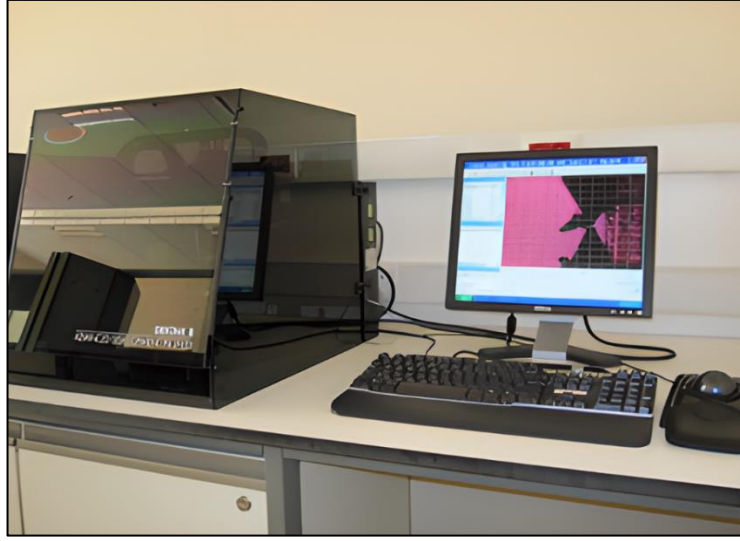
Aşınma cihazında bulunan Load-Cell ile alaşımların sürtünme katsayı verileri kayıt altına alınmış ve rapor edilmiştir. Aşınma deneyleri sonrası aşınmış yüzeylerin derinlikleri ve alan hesaplaması, Gebze Teknik Üniversitesi yüzey modifikasyonu laboratuvarında bulunan Veeco Dektak 8 profilometre cihazı kullanılarak hesaplanmıştır (Bkz. Şekil 7.26).



Şekil 7.24. Kuru aşınma testlerinin gerçekleştirildiği cihaz.



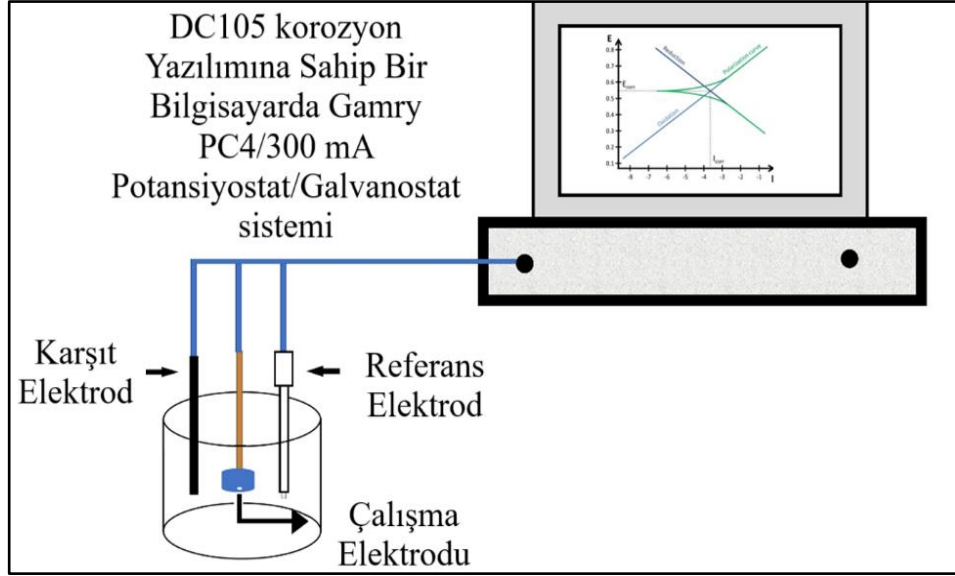
Şekil 7.25. Numune yüzeyindeki aşınma tipinin ve izinin şematik resmi.



Şekil 7.26. Veeco Dektak 8 profilometre cihazı.

7.13. POTANSİYODİNAMİK POLARİZASYON KOROZYON TESTİ

Optimum yaşlandırma ısıl işlemi parametresi olan 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının korozyon dirençleri potansiyodinamik polarizasyon testi ile belirlenmiştir. Hazırlanan numuneler bakır tel ile sarılarak epoksi reçine ile kaplanmıştır. Test edilecek yüzeyler 1200 mesh zımparalar ile zımparalanıp temizlenmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon testleri öncesi numuneler kesilip bakır tel ile sarıldıktan sonra tek yüzeyleri dışarıda kalacak şekilde epoksi reçineye gömülmüştür. Ardından bu yüzeyler metalografik olarak zımparalanıp parlatılmıştır. 2500 µm zımparaya kadar zımparalanmış ve parlatılmış numunelerin yüzeylerine orta noktasında 0.25 cm² yuvarlak boş bir alana sahip yapışkan bir bant, numune yüzeyine ortalanarak yapıştırılmış ve böylece bütün numunelerin korozyon testleri eşit alanda yapılması sağlanmıştır Potansiyodinamik polarizasyon testi için Gamry model PC4/300 mA potansiyostat/galvanostat DC105 korozyon test düzeneği kullanılmıştır. Korozyon testleri bir zıt elektrot grafit çubuk (CE), referans doymuş kalomel elektrot (SCE) ve çalışma elektrotu (numune) olarak oluşan standart üç elektrotlu hücrede yapılmıştır. Korozyon tarama hızı 1 mVs⁻¹ olacak şekilde ±0.25 mV aralığında taramalar gerçekleştirilmiştir. Korozyon ortamı olarak %3.5 NaCl iyonlarından ayrılmış saf su karışımı kullanılmıştır. Sonuç olarak alaşımların anodik korozyon testleri yapılarak pasivasyon davranışları ve korozyon akım yoğunlukları hakkında karşılaştırmalı olarak detaylı bilgi elde edilmiştir.



Şekil 7.27. Potansiyodinamik korozyon testinin şematik görünümü.

Tafel eğrilerinden elde edilen korozyon akım yoğunluklarından (I_{corr}) yararlanılarak, alaşımların korozyon hızları hesaplanmıştır. Bu hesaplamada, birim yüzey alanından birim zamanda uzaklaşan metal kütlesi mmd ($mg/dm^2.gün$) cinsinden ifade edilmiştir. Ayrıca, korozyon hızının metal kalınlığındaki belirli bir süre içindeki azalışı şeklinde ifade edilmesi için 1 yıl içinde metal kalınlığının azalışı $mm/yıl$ olarak hesaplanmıştır. Alaşımların korozyon hızları, Faraday yasasından yararlanılarak hesaplanmıştır. Şekil 7.28'de gösterilen Excel veri tabanında, alaşımların % bileşimleri, alaşımda bulunan elementlerin kütle numarası ve elementlerin aldıkları yük ile birlikte alaşımların yoğunluklarından yararlanılarak korozyon hızlarının hesaplanması için formüller ve formüllerin akış şeması oluşturulmuştur.

O	P	Q	R	S	T	U	V	W	X	Y	Z	AA	AB	AC
45														
46														
47														
48														
49														
50														
51														
52														
53														
54														
55														
56														
57														
58														
59														
60														
61														
62														
63														
64														
65														

ÇÖZÜM :
Korozyon hızları Faraday Yasası ile hesaplanır.

$$m = \frac{(A/n)it}{96500}$$

Şekil 7.28. Alaşımların korozyon hızlarının hesaplandığı Excel veri tabanı.

BÖLÜM 8

DENEYSEL ÇALIŞMALARIN SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

Endüstride sıkça kullanılan CuNi₂Si alaşımına kıyasla, CuNiSiCo alaşımının üstün mekanik özelliklere ve iletkenlik performansına sahip olup olmadığını değerlendirmek için kapsamlı bir karşılaştırma analizi gerçekleştirilmiştir.

Her iki alaşımında kimyasal analiz, mikroyapı inceleme, sertlik, iletkenlik, çekme deneyi, aşınma deneyi ve korozyon deneyleri sonuçları olmak üzere yedi ana başlıkta incelenmiştir.

8.1. ÜRETİLEN ALAŞIMLARIN KİMYASAL KOMPOZİSYONLARI

CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımının kimyasal bileşimleri Çizelge 8.1'de detaylı bir şekilde sunulmuştur. CuNi₂Si alaşımı, ağırlıkça bakır (Cu), nikel (Ni), ve silisyum (Si) içeren bir alaşım iken, CuNiSiCo alaşımı, CuNi₂Si alaşımından türetilmiş olup bir miktar nikel düşüklüğü ve %1.25 kobalt (Co) ilavesiyle güçlendirilmiştir.

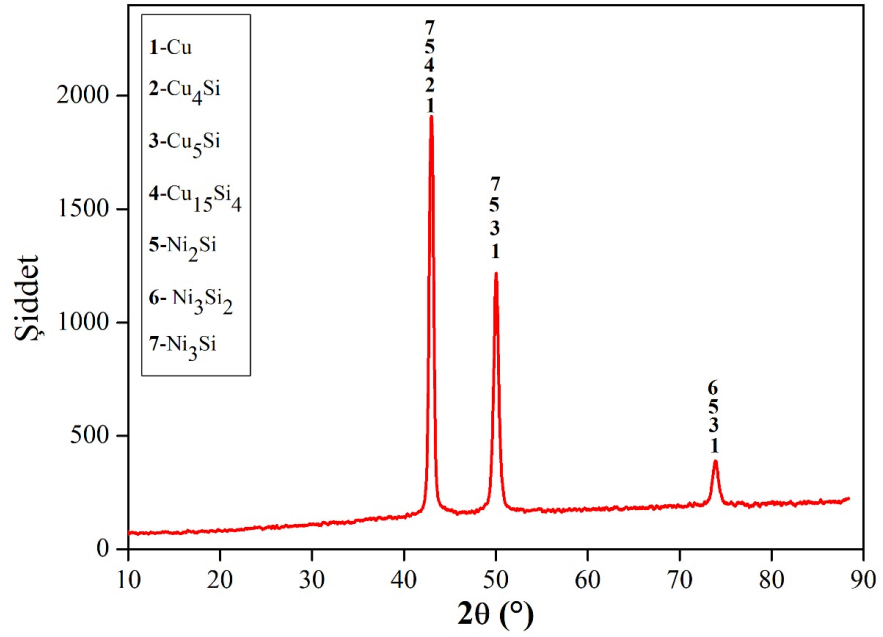
Çizelge 8.1'deki CuNiSiCo alaşımının kimyasal bileşimi, CuNi₂Si'ye göre belirgin bir farklılık göstermektedir. CuNiSiCo alaşımında yapılan kimyasal analiz, içerdiği kobalt ilavesiyle CuNi₂Si'ye göre farklı bir bileşim sergilediğini yapılan bu çalışmadaki sertlik, iletkenlik, çekme mukavemeti ve aşınma dayanımı sonuçlarında göstermektedir.

Çizelge 8.1. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımının kimyasal analiz değerleri.

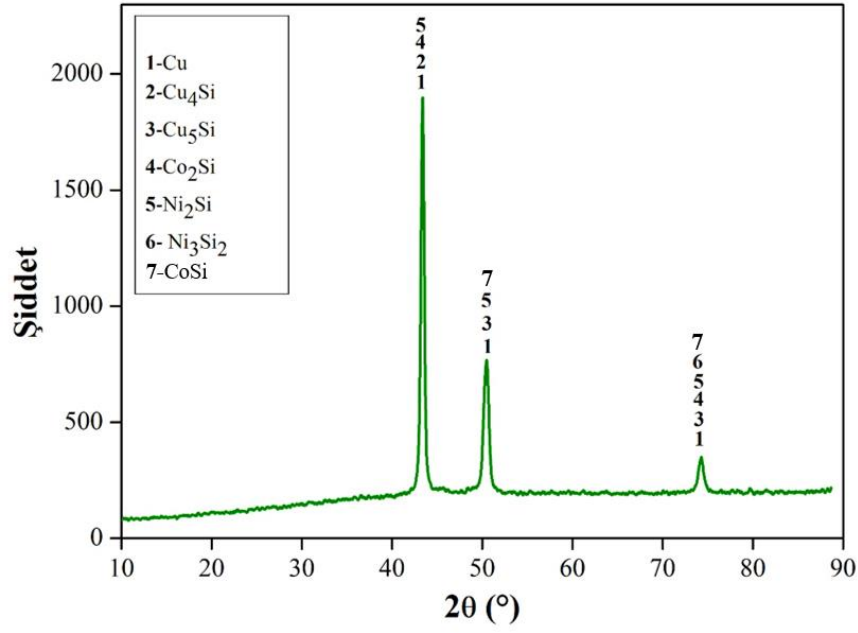
Alaşım	Kimyasal Bileşim (% ağı.)					
	Cu	Ni	Pb	Si	Co	Diğer
CuNi ₂ Si	96.72	2.14	0.0069	0.661	0.0053	0.46
CuNiSiCo	96.59	1.45	0.0020	0.562	1.25	0.15

8.2. XRD (X-IŞINI DİFRAKSİYONU) ANALİZ SONUÇLARI

CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının XRD (X-ışını difraksiyonu) faz analiz sonuçları Şekil 8.1-8.2’de verilmiştir. CuNi₂Si alaşımının XRD sonuçlarına bakıldığında yapı içerisinde α -Cu ana matrisin yanı sıra Cu₄Si, Cu₅Si, Cu₁₅Si₄, Ni₂Si, Ni₃Si₂ ve Ni₃Si fazlarının varlığı tespit edilmiştir. CuNi₂Si alaşımının (Bkz. Şekil 2.10) üçlü faz diyagramında gösterilen ve aynı zamanda mukavemet ve iletkenlik değerlerini sağlayan Ni₂Si fazının varlığı literatürde de rapor edilmiştir [151]. CuNiSiCo alaşımında CuNi₂Si alaşımında tespit edilen Cu₄Si, Cu₅Si, Cu₁₅Si₄, Ni₂Si, Ni₃Si₂ ve Ni₃Si fazların yanı sıra Co₂Si ve CoSi fazları gözlemlenmiştir. CuNiSiCo alaşımındaki Co₂Si fazının varlığı, mukavemet ve iletkenlik değerleri üzerinde belirgin bir etkiye sahip olduğu literatürde değerlendirilmektedir [69]. Bu nedenle, Co₂Si fazının detaylı bir şekilde karakterize edilmesi, CuNiSiCo alaşımının özelliklerini anlamak ve optimize etmek için önemli bir adım olduğu değerlendirilmektedir.



Şekil 8.1. CuNi₂Si alaşımının XRD faz analizleri.



Şekil 8.2. CuNiSiCo alaşımasının XRD faz analizleri.

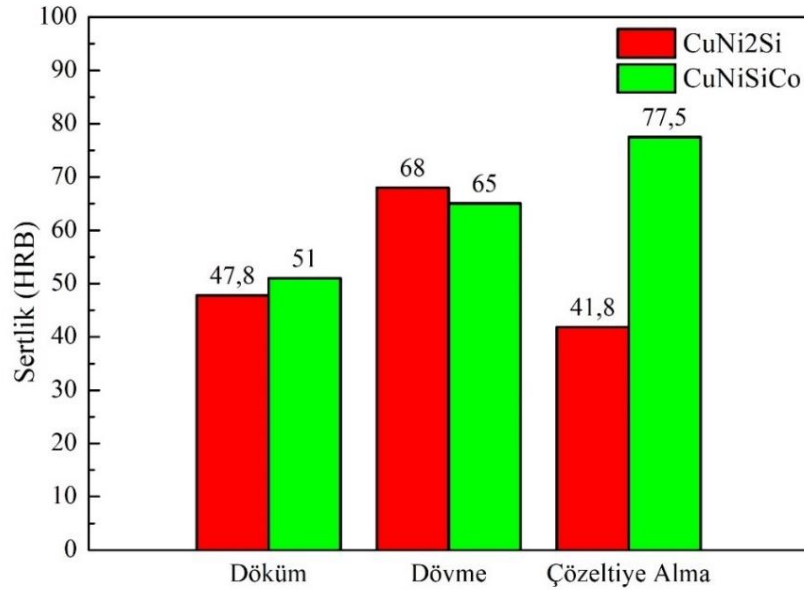
8.3. SERTLİK TESTİ SONUÇLARI

CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının döküm, dövme ve çözeltiye alma sonrasındaki sertlik değişimleri grafiği Şekil 8.3'te verilmiştir. Sertlik sonuçları incelendiğinde, CuNi₂Si alaşımasının döküm sonrası sertliği 47.8 HRB olarak ölçülmüştür. Alaşıma uygulanan dövme işlemi sonrasında alaşımanın sertliği 68 HRB'ye yükselmiştir. Ancak çözeltiye alma ısısal işleminin uygulanmasının ardından alaşım aşırı doymuş katı çözeltiye sahip olduğundan dolayı sertlik 41.8 HRB'ye düşmüştür. Çözeltiye almadaki sertlik düşüşü durumu, su verilmiş konumda bakır matriksin diğer alaşım elementleri tarafından aşırı doymuş hale getirilmesinden ve hızlı soğutma ile bakır kafesinin çarpılmasından kaynaklanmaktadır [11].

CuNiSiCo alaşımasının sertlik sonuçları incelendiğinde ise döküm sonrası alaşım sertliği 51 HRB ölçülmüştür. Dövme işleminin uygulanmasının ardından alaşım 65 HRB sertliğe ulaşmıştır. Çözeltiye alınıp su verme sonrasında ise 77.5 HRB'ye ulaşmıştır. Çözeltiye almadaki bu artış, katı çözümlerde çözünmenin %100 olmadığından dolayı tane sınırları gibi yüksek enerjili bölgelerde çökelti oluşturduğundan, alaşımın

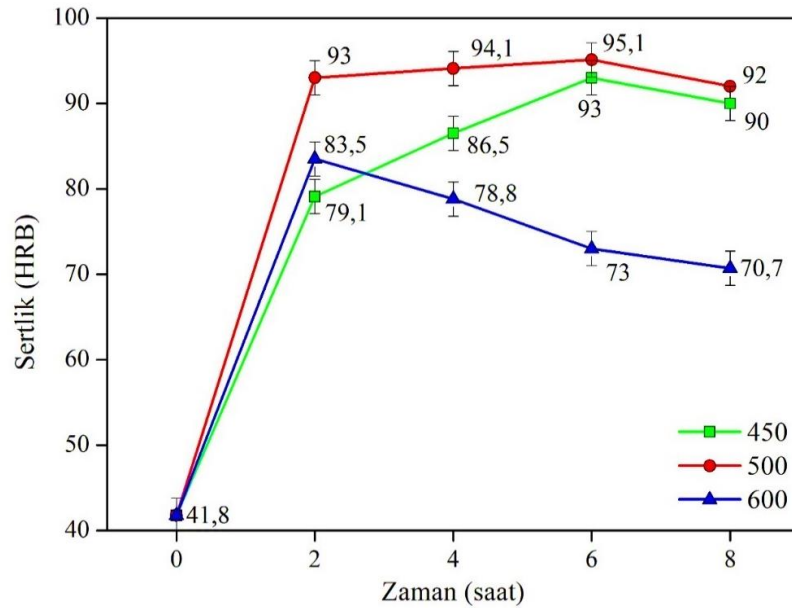
sertliğinin daha da arttırdığı değerlendirilmiştir. Bir diğer durum ise, CuNiSiCo alaşımının çözeltiye alınmış optik mikroskop görüntüsünde gözlemlenen ikizlenmelerin ve ikiz sınırların dislokasyon hareketini engelleyerek sertliği artırma potansiyeline sahip olduğudur [152].

Genel olarak sertlik sonuçları incelendiğinde, CuNiSiCo alaşımının döküm sertliği, CuNi2Si alaşımına kıyasla 3.2 HRB daha fazla olduğu, ancak dövme işleminde CuNi2Si alaşımının sertliğinin, CuNiSiCo alaşımına göre 3 HRB daha fazla olduğu değerlendirilmektedir. Bu tersinir ilişki şu şekilde açıklanmaktadır. CuNiSiCo alaşımı, içerdiği kobalt (Co) nedeniyle döküm sırasında oluşan birincil çökeltiler olan Co₂Si intermetaliklerin varlığından kaynaklanmaktadır. Dövme işlemi sırasında plastik deformasyon, CuNiSiCo alaşımında CuNi2Si alaşımına kıyasla homojen bir tane yapısı oluşturulmadığını göstermektedir (Bkz. Şekil 8.14). Aynı zamanda, optik mikroyapı görüntülerinde görülen tanelerin, yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen dövme işleminden kaynaklandığı ve bu işlemin, tanelerin yüksek sıcaklıklarda büyüyerek CuNi2Si alaşımından daha düşük bir sertliğe sahip olmalarına neden olduğunu desteklemektedir. Bu durum, CuNiSiCo alaşımının dövme prosesindeki sıcaklık optimizasyonunun yapılması gerektiği öngörülmektedir.



Şekil 8.3. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının döküm, dövme ve çözeltiye alma sonrası sertlik değerleri.

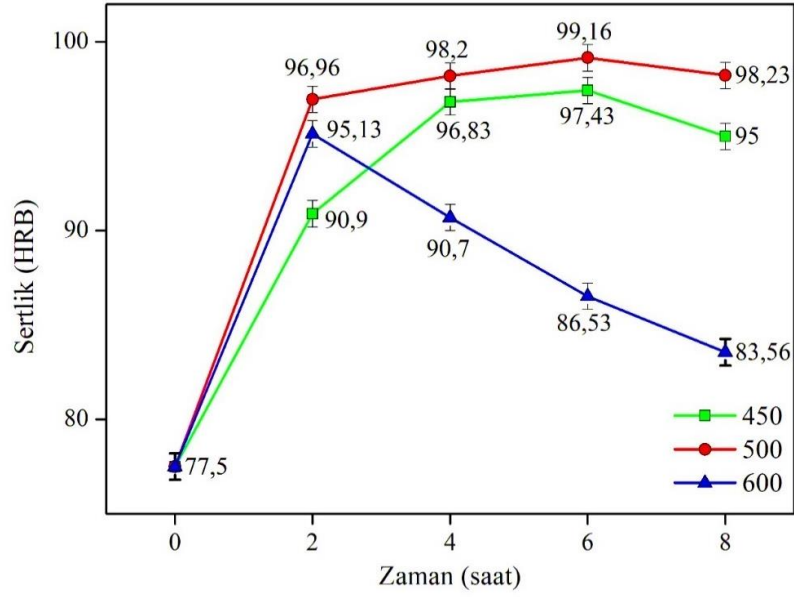
Çözeltiye alınıp su verme ısıtma işlemi sonrası 41.8 HRB sertliğe ulaşan CuNi2Si alaşımına farklı sürelerde ve sıcaklıkla çökeltme sertleşmesi sağlamak amacıyla yaşlandırma ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 8.4'de farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanan yaşlandırma ısıtma işlemi sonrası sertlik değişim grafiği verilmektedir. Grafik analizi sonucunda, başlangıç sertliği 41.8 HRB olan CuNi2Si alaşımı, 2, 4, 6 ve 8 saat süreyle 450°C, 500°C ve 600°C sıcaklıklarda yaşlandırılmıştır. Alaşımın 450°C'de 2 saat yaşlandırma sonrası sertliği %90 oranında artmıştır, ancak 500°C'de sertlik %125 artarak 2 saatlik yaşlandırma süresindeki maksimum sertliğe ulaşmıştır. 4 saatlik yaşlandırma süresi uygulandığında en düşük sertliğin 600°C'de 78.8 HRB olduğu gözlemlenmiştir. 500°C'de ise 4 saatlik yaşlandırma ısıtma işleminde en yüksek sertlik 94.1 HRB olarak elde edilmiştir. 6 saatlik yaşlandırma sonrası alaşımlarda ki sertlik değişimi incelendiğinde, 600°C'de ancak %75 oranında sertlik artışı sağlanırken, 500°C'de %128 oranında sertlik kazanılarak tüm proseslerde maksimum sertliğe ulaşılmıştır. 8 saat yaşlandırmaya gelindiğinde ise tüm sıcaklıklardaki sertliklerde bir düşüş gözlemlenmiştir. Bu düşüş, yaşlandırma prosesinin ideal durumdan aşırı yaşlandırmaya geçtiği ve çökeltme sertleşmesi ile elde edilen sertliğin aşırı yaşlandırma ile tane büyümesi nedeniyle azaldığı görülmüştür. Sıcaklık ve zaman taraması sonuçlarına göre, CuNi2Si alaşımının optimum yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin 500°C'de 6 saat olduğu belirlenmiştir.



Şekil 8.4. 450°C-500°C-600°C'de yaşlandırma işlemine tabi tutulan CuNi2Si alaşımının zamana göre sertlik değişimleri.

CuNiSiCo alaşımına uygulanan döküm, dövme ve çözeltiye alma ısıl işleminden sonra ölçülen son sertlik değeri 77.5 HRB'dir. CuNiSiCo alaşımını, Şekil 8.5'te gösterildiği üzere farklı sürelerde ve sıcaklıklarda yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuştur. Yapılan yaşlandırma ısıl işlem sonrası sertlik değişim sonuçları incelendiğinde, 2 saatlik yaşlandırmaya tabi tutulan alaşımlar 450°C'de 90.9 HRB'ye ulaşırken, 500°C'de 96.96 HRB ve 600°C'de 95.13 HRB sertliğe ulaşmıştır. 2 saat süre ile yapılan yaşlandırma ısıl işleminde maksimum sertlik artışının 500°C'de olduğu tespit edilmiştir.

Yaşlandırma ısıl işlem süresi 4 saat olduğunda, 600°C sıcaklığında alaşım sertliği 90.7 HRB'ye düşmüş ancak 450°C'de 96.83 HRB'ye ve 500°C'de 98.2 HRB'ye çıkararak yükselme eğilimi gözlemlenmiştir. Süre daha da artırılarak 6 saat süre ile yapılan yaşlandırma ısıl işlemlerinde 600°C'de sertlik düşmesi devam ederek 86.53 HRB ölçülmüştür. 500°C'deki yaşlandırmada alaşımın sertliği artmaya devam ederek 99.16 HRB'ye ve 450°C'de 97.43 HRB'ye ulaşmıştır. 8 saat yaşlandırma sonuçları incelendiğinde tüm sıcaklıklardaki sertlik değerinin düştüğu gözlemlenmiştir. Sertlik değeriindeki düşüş, yaşlandırma ısıl işleminin optimal konumdan aşırı konuma geçtiğini işaret etmektedir. Alaşım, aşırı yaşlanma koşullarında tane büyümesinden kaynaklanan çökelti sertleşmesi nedeniyle sertlikte düşüş meydana gelmiştir. CuNiSiCo alaşımına uygulanan farklı sıcaklık ve sürelerdeki yaşlandırma ısıl işleminde, çökelti kinetiğini en üst düzeye çıkararak parametrelerin başında 500°C'de 6 saatlik süre gelmektedir. Bu durum, alaşımın maksimum sertliği elde etmesine olanak sağlamıştır. Sonuç olarak, CuNiSiCo alaşımının optimum yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin 500°C'de 6 saat olarak belirlendiği görülmüştür.



Şekil 8.5. 450°C-500°C-600°C’de yaşlandırma işlemine tabi tutulan CuNiSiCo alaşımının zamana göre sertlik değişimleri.

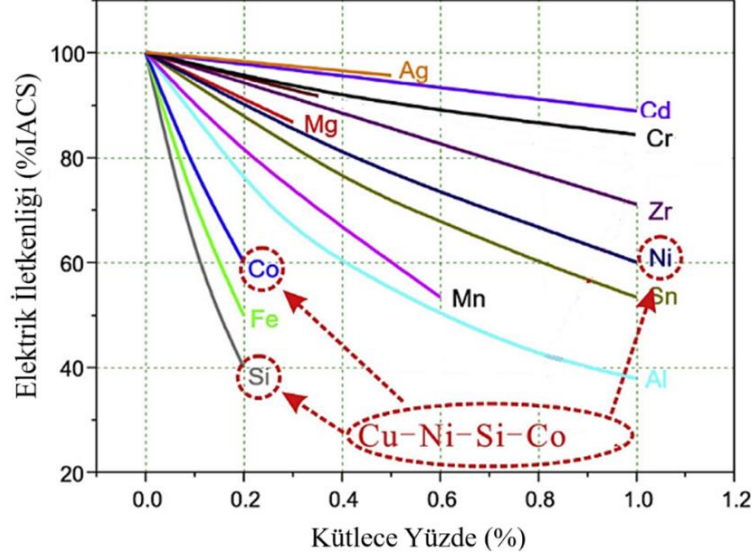
Her iki grafikten de görüleceği üzere tüm yaşlandırma işlemleri sonrası sertlik değerleri döküm ve dövme konumuna göre artmıştır. Yaşlanma aşamasındaki sertlik artışının CuNi₂Si alaşımında Ni-Si intermetalik çökeltileri, CuNiSiCo alaşımında ise (Ni, Co)₂Si çökeltilerin oluşumuna atfedilmektedir. Aşırı yaşlandırma aşamasındaki sertliğin azalmasının, çökeltilerin aşırı büyümesine atfedilebileceği kabul edilmektedir [71]. Şekil 8.4 ve Şekil 8.5 incelendiğinde, 4 farklı süre ve 3 farklı sıcaklıkta yaşlandırılan iki alaşım için de 500°C’de 6 saat yaşandırmaya tabi tutulmasının sonucu olarak alaşımlar optimum sertlik değerlerine ulaşılacağı analiz edilmiştir. Optimum sıcaklık ve süre olan 500°C’de 6 saat sürede gerçekleşen CuNi₂Si alaşımının sertliği 95.1 HRB iken CuNiSiCo alaşımının 99.16 HRB ölçülmüştür. CuNiSiCo alaşımı 4 HRB daha fazla sertlikte olduğu belirlenmiştir. CuNiSiCo alaşımı her üç sıcaklıkta ve sürelerde CuNi₂Si alaşımından daha fazla sertliğe sahip olduğu görülmektedir. CuNiSiCo alaşımının bu sertlik artışının kobalt elementinin yaşlandırma ısıl işlemi sırasında Co-Si intermetaliklerinin çökmesinden kaynaklı olduğu değerlendirilmektedir. Her iki alaşım da, 450°C ve 500°C’de 6 saat süren, ayrıca 600°C’de 2 saat süren yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulduktan sonra, artan yaşlandırma süresiyle birlikte aşırı yaşlandırmaya (overaging) maruz kalmıştır. Bu durum, sertlikte gözlenen bir düşüş eğilimine işaret etmekte olup, her iki alaşım benzer özellikler sergilemiştir.

8.4. ELEKTRİK İLETKENLİĞİ SONUÇLARI

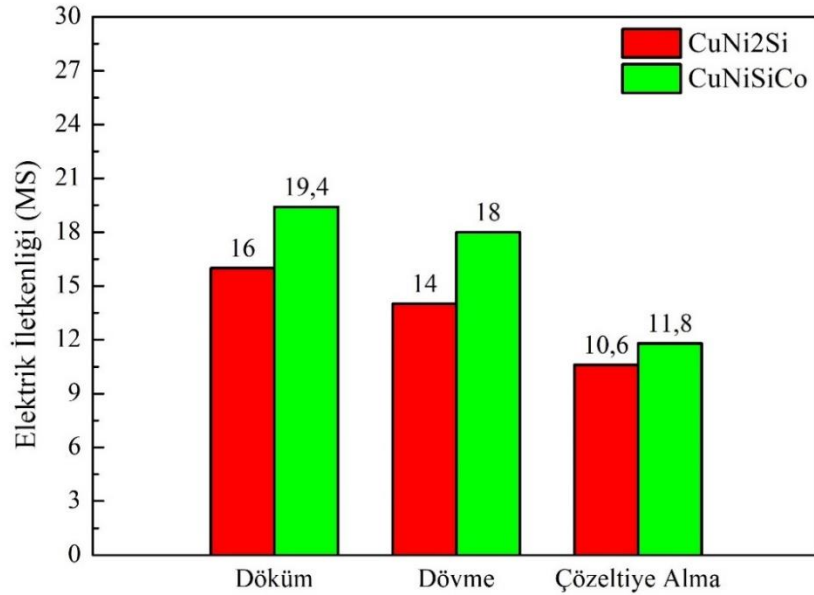
İletkenlik sonuçları incelendiğinde CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının döküm, dövme ve çözeltiliye alma sonrası sahip oldukları iletkenlik değişim grafiği Şekil 8.7’de verilmiştir. Grafik incelendiğinde CuNi₂Si alaşımının döküm sonrası iletkenliği 16 MS olarak ölçülmüştür. Alaşıma uygulanan dövme işlemi sonrası alaşımın iletkenliği 14 MS’ye düşmüştür. Ardından alaşım çözeltiliye alındığında 10.6 MS’ye iletkenlik değeri ölçülmüştür. CuNiSiCo alaşımının ise döküm sonrası iletkenliği 19.4 MS, dövme işlemi sonrası 18 MS ve çözeltiliye alma sonrası 11.8 MS ölçüldü. Her iki alaşımda dövme ve çözeltiliye alma sonrasında iletkenlik değerleri büyük ölçüde düşmüştür. Dövme işlemi sırasında alaşımın kristal yapısı değişmektedir. Alaşımda tane sınırları artarak kristal yapı bozulmuştur. Bu durum, elektronların daha fazla engelle karşılaşmasına ve bu nedenle iletkenliklerinin azalmasına yol açtığı değerlendirilmektedir. Bir diğer husus ise dövme işleminin alaşımda dislokasyonların artmasına neden olmasıdır. Dislokasyonlar, kristal kafes içinde kayma hareketini engeller ve elektronların serbestçe hareket etmelerini zorlaştırmasından kaynaklı da iletkenlik düşüşüne neden olduğu göz önünde bulundurulmaktadır [153].

Çözeltiliye alma ısıl işleminden sonra düşüş gösteren iletkenliğin ise çözeltiliye alma sırasında empürite atomlarının (alaşım elementlerinin) bakır kafesi içerisinde çözünmesinden kaynaklanmaktadır. Çözeltiliye alındığında hızlı soğutmayla birlikte atomlar difüzyonu engellenmekte ve bakır kafesi içerisinde kalması sağlanmaktadır. Bu durumda iletkenlik azalacaktır. Ani soğutma aynı zamanda bakır kafesinin çarpılmasına neden olmaktadır. Yaşlandırma ısıl işlemi ile, atomların kafes dışına atılması ve afinitif davrandığı diğer atomlarla etkileşmesi sonucunda çökeltiler oluşabilmektedir. Çökeltiye kinetiğine bağlı olarak iletkenlik artmaktadır [154]. CuNiSiCo alaşımı, döküm, dövme ve çözeltiliye alma ısıl işlemlerinden sonra CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha yüksek elektriksel iletkenlik göstermiştir. Bu yüksek iletkenlik, alaşımın içerdiği kobalt (Co) elementinden kaynaklanan birincil Co₂Si intermetaliklerinin döküm sırasında oluşumu ve mikroyapıda belirgin şekilde görülen (Bkz. Şekil 8.13) küresel Co₂Si intermetaliklerinin Ni₂Si intermetalik fazına göre bakır alaşımında iletkenliği daha az düşürme eğiliminde olduğundan kaynaklıdır [155]. Ayrıca, CuNi₂Si alaşımında bulunan yüksek nikel oranının, bakırın iletkenliğini daha

fazla düşürdüğü (Bkz. Şekil 8.6) ve bu nedenle CuNiSiCo alaşımının daha az nikel elementi içerdiği için daha yüksek iletkenlik sergilediği değerlendirilmektedir.



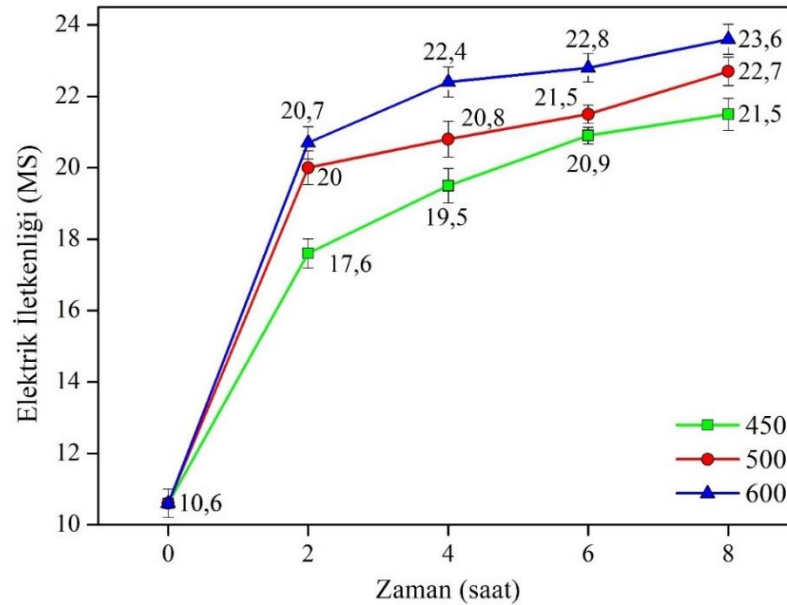
Şekil 8.6. Elementlerin kütle kesirinin, seçilen elementlerle araştırılan CuNiSiCo alaşımının elektriksel iletkenliği üzerindeki etkisi [76].



Şekil 8.7. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımının döküm, dövme ve çözeltiye alma sonrası iletkenlik değerleri.

CuNi₂Si alaşımına uygulanan döküm, dövme ve çözeltiye alma ısıl işleminden sonra ölçülen son iletkenlik değeri 10,6 MS olarak belirlenmiştir. Farklı parametrelerdeki yaşlandırma ısıl işlemlerinin alaşımın iletkenlik özelliklerine etkisi Şekil 8.8'de

gösterilmiştir. 450°C'de gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işleminde alaşım, 2 saatte 17.6 MS, 4 saatte 19.5 MS, 6 saatte 20.9 MS ve 8 saatte 21.5 MS elektriksel iletkenliğe sahiptir. 500°C'de yapılan yaşlandırmada alaşım 2 saatte 20.6 MS, 4 saatte 20.8 MS, 6 saatte 21.5 MS ve 8 saatte 22.7 MS elektriksel iletkenlik ölçümü yapmıştır. En yüksek yaşlandırma sıcaklığı olan 600 °C'de gerçekleştirilen işlemde alaşım 2 saatte 20.7 MS, 4 saatte 22.4 MS, 6 saatte 22.8 MS ve 8 saatte 23.6 MS elektriksel iletkenlik değerine ulaşmıştır. Alaşımın en yüksek elektriksel iletkenliği, 600°C'de 8 saat süren yaşlandırma ısıl işlemi sonrasında elde edilmiştir. 450°C, 500°C ve 600°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat sürede yapılan yaşlandırma ısıl işlem taramalarında artan ısıl işlem sıcaklığı ve artan süre ile iletkenliğinde büyük artışlar gözlemlenmiştir.

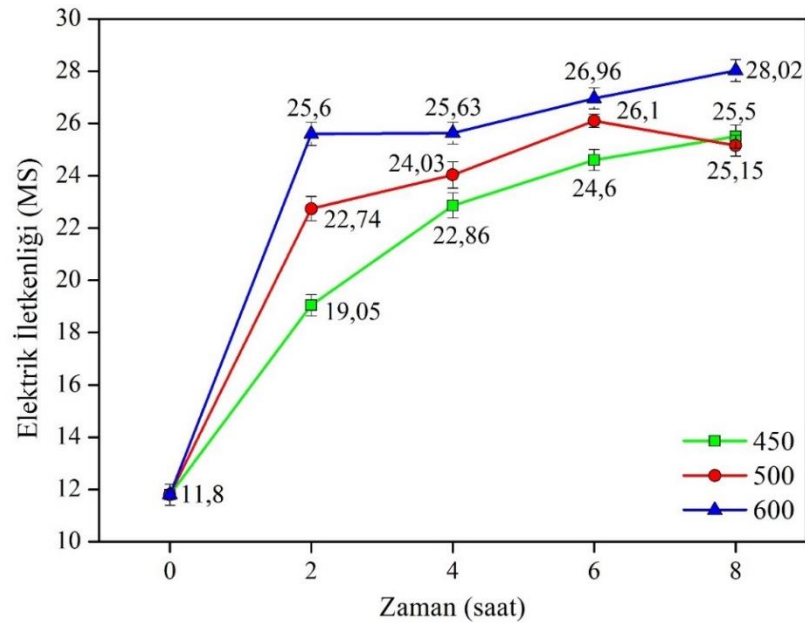


Şekil 8.8. 450°C-500°C-600°C'de yaşlandırma işlemine tabi tutulan CuNi₂Si alaşımının zamana göre sertlik değişimleri.

CuNiSiCo alaşımının döküm, dövme ve çözeltiye alma prosesleri sonrasında elde edilen nihai elektriksel iletkenliği 11.8 MS olarak belirlenmiştir. Alaşım, 450°C, 500°C ve 600°C'de gerçekleştirilen farklı yaşlandırma ısıl işlemlerinde 2, 4, 6 ve 8 saat süreleri boyunca ölçülen elektriksel iletkenlik değerleri Şekil 8.9'da gösterilmiştir. 450°C'de gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işleminde, alaşım 2. saatte 19.05 MS, 4. saatte 22.86 MS, 6. saatte 24.6 MS ve 8. saatte 25.5 MS elektriksel iletkenlik sergilemiştir. 500°C'de yapılan yaşlandırma da ise alaşım 2. saatte 22.74 MS, 4. saatte 24.03 MS, 6. saatte 26.1 MS ve 8. saatte 25.15 MS iletkenlik ölçümleri elde etmiştir.

En yüksek yaşlandırma sıcaklığı olan 600°C'de alaşım 2. saatte 25.6 MS, 4. saatte 25.63 MS, 6. saatte 26.96 MS ve 8. saatte 28.02 MS elektriksel iletkenlik göstermiştir. Alaşım, 450°C'de artan süre ile lineer bir şekilde iletkenlikte artış göstermiş ve en yüksek iletkenliğe 8 saat süreli yaşlandırma ısıl işleminde ulaşmıştır. 500°C'de ise alaşım 6 saat süren yaşlandırma ısıl işlemine kadar iletkenlikte artış göstermiş, ancak 8 saat süren yaşlandırma ısıl işleminde iletkenlikte bir miktar düşüş gözlemlenmiştir. 500°C'de yapılan yaşlandırma ısıl işleminde en yüksek iletkenlik 6 saat süren yaşlandırma ısıl işleminde tespit edilmiştir. 600°C'de yapılan ısıl işlemde de alaşım artan süre ile iletkenlikte büyük artışlar sergilemiştir.

Tüm yaşlandırma ısıl işlemleri sonucunda, CuNiSiCo alaşımının en yüksek iletkenliği, 600°C'de 8 saat süren yaşlandırma ısıl işlemi ile elde edilmiştir.



Şekil 8.9. 450°C-500°C-600°C'de yaşlandırma işlemine tabi tutulan CuNiSiCo alaşımının zamana göre sertlik değişimleri.

CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarına uygulanan farklı sıcaklık ve sürelerdeki yaşlandırma ısıl işleminin sonuçları, Şekil 8.8 ve Şekil 8.9'da görülebileceği üzere, döküm ve dövme konumlarına göre iletkenlik değerlerinde büyük artış göstermektedir. Her iki alaşım için de yaşlandırma işlemi sırasında artan sıcaklık ve sürenin iletkenlik üzerinde belirgin bir artışa neden olduğu gözlemlenmiştir. Bu iletkenlik artışının

yaşlanma sürecinde, aşırı doymuş katı çözeltilerdeki çözünen atomların (Ni, Co ve Si gibi) yayılarak ve çökelti oluşturarak matrisi (Cu) saflaştırdığı düşünülmektedir.

Başlangıçta bu çökelti ince taneli olup elektron akışına engel teşkil ederek iletkenliği bir miktar azaltır. Ancak, aşırı yaşlanma süreci ilerledikçe, çökelti kalınlaşır ve büyüdükçe çevredeki çözünen atom matrisini tüketirler. Bu durum, elektron saçılma etkisini azaltarak iletkenliğin kademeli olarak artmasına yol açar. Yani, alaşım yaşlandıkça çözeltilerdeki çözünen atomların düzenlenmesi ve çökeltinin büyümesi, elektriksel iletkenliği arttırmaktadır [156,157].

CuNiSiCo alaşımının tüm yaşlandırma ısıl işlemi parametrelerinde, CuNi₂Si alaşımına göre daha yüksek iletkenlik gözlemlenmiştir. CuNiSiCo alaşımında yaşlandırma ısıl işlemi sırasında çökelen Co₂Si intermetalik fazı, 10⁻⁴ ila 10⁻² S/m iletkenliğe sahipken, her iki alaşım da bulanık Ni₂Si intermetalik fazının iletkenliği yaklaşık 10⁻⁹ ila 10⁻⁵ S/m arasındadır [155]. Her iki alaşım da saf bakırla karşılaştırıldığında iletkenliği azaltan Ni₂Si içerirken CuNiCoSi'nin kobalt (Co) içermesi çok önemli bir avantaj sunar. CoSi₂, Ni₂Si'den daha yüksek bir içsel iletkenliğe sahiptir ve Ni₂Si'nin neden olduğu iletkenlik düşüşünü kısmen azaltır. CuNi₂Si alaşımının yüksek nikel elementi konsantrasyonu içermesi (Bkz. Çizelge 8.1), yaşlandırma ısıl işlemi sırasında CuNiSiCo alaşımına göre daha düşük iletkenlik davranışı gösterdiği değerlendirilmiştir.

Malzemelerin endüstride kullanım yerlerine göre optimum sertlik ve iletkenlikte olması gerekir. Malzemelerin optimum yaşlandırma parametresi belirlenirken iletkenlikte istenen artışın yeterli mekanik özelliklerin korunmasıyla dengelenmesi açısından çok önemlidir. Bundan dolayı CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımaları 500°C'de 6 saat süren yaşlandırma ısıl işleminde maksimum sertlik sergilediğinden dolayı alaşımın optimum yaşlandırma süresi ve sıcaklığı 500°C'de 6 saat olarak belirlenmiştir.

Alaşımın maksimum sertliğe ulaştığı 500°C'de 6 saat sürede yapılan yaşlandırma ısıl işleminde CuNi₂Si alaşımını 21.1 MS iletkenliğe sahip iken CuNiSiCo alaşımını 26.1 MS iletkenliğe sahip olduğu ölçülmüştü. Optimum yaşlandırma süresinde

yaşlandırılan alaşımlar arasında yapılan karşılaştırmalara göre, CuNiSiCo alaşımının %23 daha fazla iletkenliğe sahip olduğu hesaplanmıştır. Geleneksel olarak kullanılan CuNi₂Si alaşımı, elektronik, otomotiv motorları ve diğer makinelerde kullanılan soğutucu ve soğutma sistemlerinde önemli bir rol oynar [23]. Yeni geliştirilen CuNiSiCo alaşımı, CuNi₂Si alaşımından daha yüksek iletkenliği sayesinde ısıyı kritik bileşenlerden verimli bir şekilde uzaklaştırarak aşırı ısınmayı önleyerek daha uzun bir ömür sunabilir. Ayrıca, CuNiSiCo alaşımındaki yüksek iletkenlik, elektrik direncini en aza indirerek elektrik iletimi ve dağıtımını sırasında ısı olarak daha az enerji kaybına neden olabilir. Bu durum, maliyet tasarrufu, artan verimlilik ve azaltılmış çevresel etki gibi avantajlar sağlayabilir. Elde edilen deneysel sonuçlar, bu özellikleri desteklemektedir.

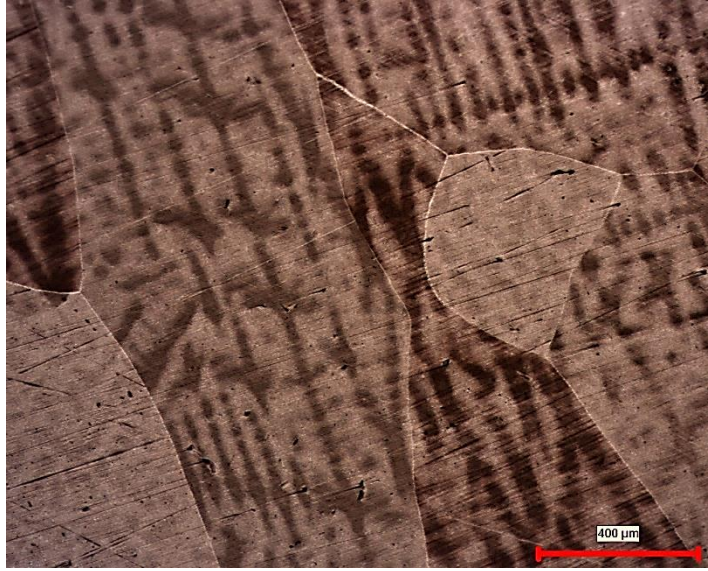
8.5. MİKROYAPI KARAKTERİZASYON SONUÇLARI

8.5.1. Döküm Sonrası Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüleri

CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının döküm sonrası optik mikroskop mikroyapıları görüntüleri Şekil 8.10'da verilmiştir. Şekil 8.10(a)'da CuNi₂Si ve Şekil 8.10(b)'de CuNiSiCo alaşımlarının 50X büyütmeyle çekilmiş optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, katılaşma sırasındaki soğuma hızının, CuNi₂Si alaşımında CuNiSiCo alaşımına kıyasla daha yüksek bir dendrit yoğunluğuna yol açtığı gözlemlenmiştir. CuNi₂Si alaşımında, dendritlerin kolları arasındaki mesafenin daha dar olduğu ve CuNiSiCo alaşımında ise daha geniş olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, CuNi₂Si alaşımının tane boyutunun, CuNiSiCo alaşımına göre daha iri taneli olduğu değerlendirilmektedir. Dendritlerin kolları arası mesafe farklılığının, her iki alaşımın kokil kalıptan çıkarılma süresinin değişkenlik gösterdiğine bağlı olduğu gözlemlenmektedir.



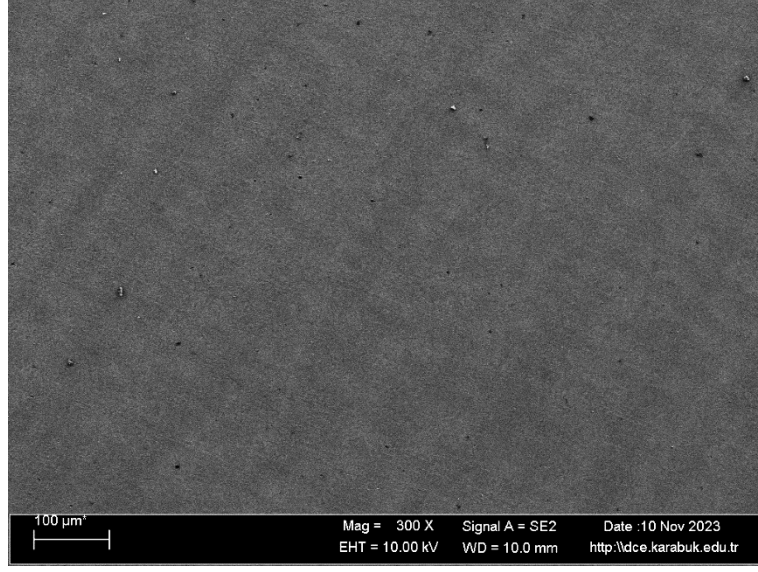
(a)



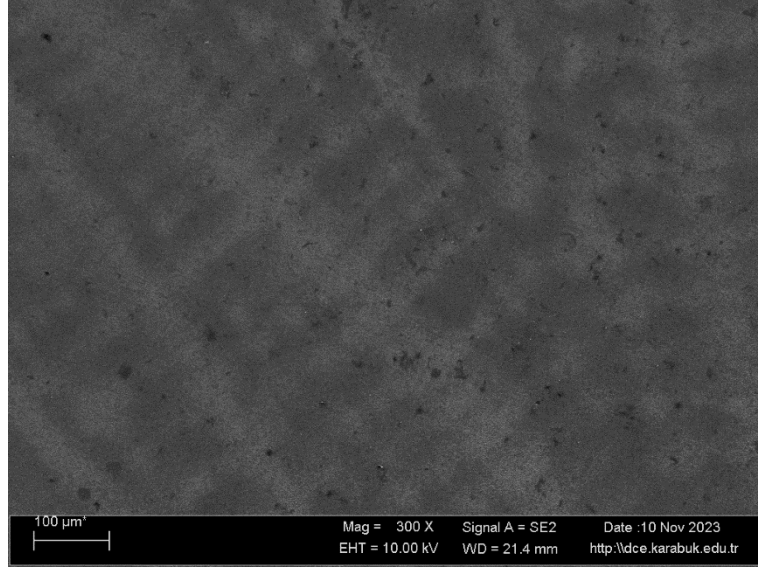
(b)

Şekil 8.10. Kokil kalıba dökülmüş (a) CuNi₂Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının 50X optik mikroskop görüntüleri.

Şekil 8.11'de (a) CuNi₂Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının 300X büyütmeyle çekilmiş taramalı elektron mikroskop görüntüleri incelendiğinde, optik mikroyapıda görüldüğü gibi dendritler benzer boyut ve aralıklarda gözlemlenmiştir. Ancak, 300X büyütmede her iki alaşımda da tane sınırları belirgin olarak gözlemlenmemiştir.



(a)

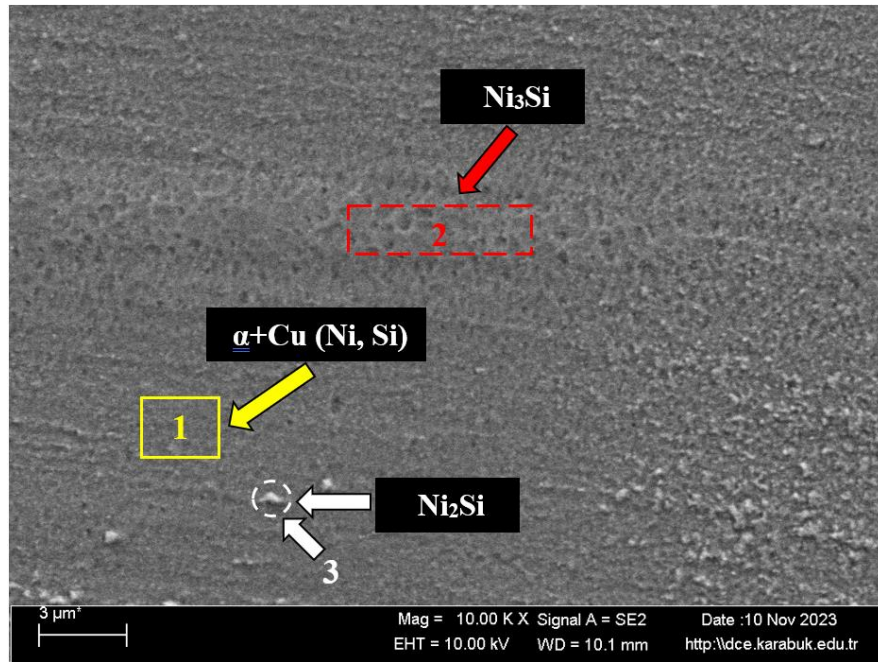


(b)

Şekil 8.11. Kokil kalıba dökülmüş (a) CuNi₂Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının 300X taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

Şekil 8.12'de, kokil kalıba dökülmüş CuNi₂Si alaşımının 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve Çizelge 8.2'de EDX analizi sunulmuştur. Alaşımın SEM görüntüsü ve EDX analizi incelendiğinde 1 numarayla gösterilen bölgenin, bakır-nikel katı eriyik alaşımında olduğu belirlenmiştir. Bakır bileşeninin kafes yapısında olduğu, nikel arayer atomlarının girmesiyle nikel-bakır ve belirli bir miktarda silisyum içeren α +Cu(Ni,Si) matrisini ifade ettiği değerlendirilmektedir. Bu durum, alaşımın içinde farklı fazların bulunduğunu ve belirli bir mikroyapının mevcut olduğunu gösterir. 2

numarayla gösterilen bölge ise EDX analizi sonuçlarına göre ağırlıkça %0.97 Si, %3.46 Ni ve %94.24 Cu içermektedir. Bu konsantrasyonlar, belirli bir intermetalik bileşimini temsil etmektedir. Bu bileşim nikel (Ni) ve silisyum (Si) atomlarından oluşan Ni_3Si intermetalik fazıdır. Bu bileşimli intermetalik faz literatürde de varlığından bahsedilmektedir [158]. Şekil 8.12'de 3 ile gösterilen bölgedeki parlak beyaz partikül, EDX analizi sonuçlarına göre ağırlıkça %0.96 Si, %2.19 Ni ve %96.2 Cu içermektedir. Bu konsantrasyonlar alaşımda belirli partikülün bileşimini temsil etmektedir. Bu bölgenin soğuma sırasında oluşan birincil Ni_2Si intermetalik fazı olduğu değerlendirilmektedir. Ni_2Si , nikel ve silisyumun belirli oranlarda bir araya gelmesiyle oluşan bir intermetalik fazdır. Bu tür intermetalik fazlar, özellikle döküm işlemlerinde belirli sıcaklık ve bileşim koşullarında ortaya çıkar ve alaşımın mikroyapısını ve mekanik özelliklerini etkilemektedir [52].



Şekil 8.12. Kokil kalıba dökülmüş CuNi₂Si alaşımının 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

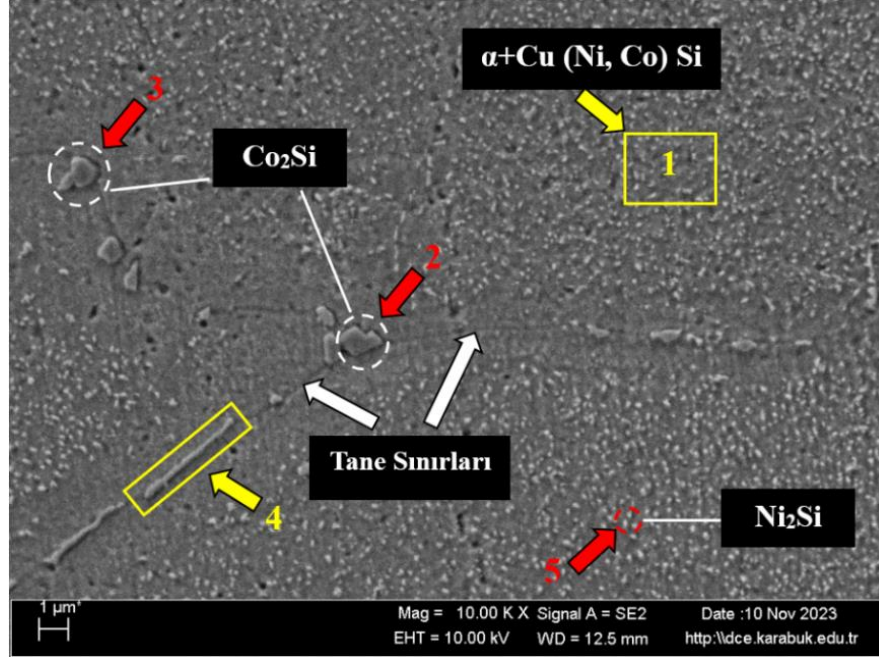
Çizelge 8.2. Kokil kalıba dökülmüş CuNi₂Si alaşımının Şekil 8.12'de seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.

Spectrum	O	Si	Ni	Cu
1	1.55	0.78	7.07	90.59
2	1.33	0.97	3.46	94.24
3	0.65	0.96	2.19	96.20

Şekil 8.13'te, kokil kalıba dökülmüş CuNiSiCo alaşımının 10 kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve Çizelge 8.3'de mikroyapıda görülen hedef bölgelerin EDX analiz sonuçları sunulmuştur.

Şekil 8.13'de 1 ile gösterilen bölgenin EDX analiz sonucunda bölgede %0.60 Si, %0.98 Co, %5.11 Ni ve %92.86 Cu içermektedir. 1 ile gösterilen bu bölgenin bakır, nikel ve kobalt bileşeninin kafes yapısında olduğu ve belirli bir miktarda silisyum içeren α +Cu(Ni,Co)Si matrisini ifade ettiği değerlendirilmektedir. Şekil 8.13'te 2, 3 ve 4 ile gösterilen tane sınırlarında oluşan partiküller incelendiğinde sırasıyla 2 numarayla gösterilen bölgede ağırlıkça %20.05 Si, %35.45 Co, %7.25 Ni, %36.92 Cu içerirken 3 ile gösterilen bölgede ağırlıkça %13.04 Si, %26.49 Co, %6.28 Ni, %53.54 Cu içermektedir. Tane sınırlarında oluşan bu partiküllerin Co₂Si intermetalığı olduğu tespit edilmiştir. 4 ile gösterilen bölgede ağırlıkça %8.92 Si, %10.37 Co, %12.28 Ni, %67.50 Cu içerdiği bulunurken tane sınırında oluşan ince uzun yapıların CoSi intermetalığı olduğu ön görülmektedir.

Şekil 8.13'de matriste ince bir şekilde dağılmış mikron boyutlarındaki beyaz partiküllerin EDX analizinde ağırlıkça %0.90 Si, %0.85 Co, %2.53 Ni ve % 95.47 Cu içerdiği bulunmuştur. Matrisin yüzeyinde oluşan bu intermetaliklerin Ni₂Si olduğu saptanmıştır. CuNiSiCo ve CuNi₂Si alaşımlarının 10 KX taramalı elektron mikroskop görüntüleri karşılaştırıldığında, CuNiSiCo alaşımında tane sınırlarında kobalt silisitleri oluşumu gözlemlenmiştir. Ayrıca, matris yüzeyinde nikel silisitleri fazının arttığı rapor edilmiştir.



Şekil 8.13. Kokil kalıba dökülmüş CuNiSiCo alaşımının 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

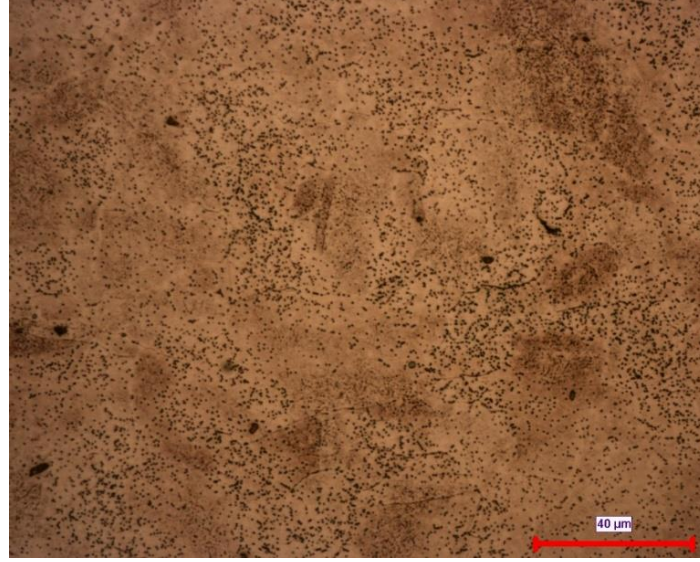
Çizelge 8.3. Kokil kalıba dökülmüş CuNiSiCo alaşımının Şekil 8.13'te seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.

Spectrum	O	Si	Co	Ni	Cu
1	0.45	0.60	0.98	5.11	92.86
2	0.33	20.05	35.45	7.25	36.92
3	0.65	13.04	26.49	6.28	53.54
4	0.93	8.92	10.37	12.28	67.50
5	0.28	0.90	0.85	2.53	95.47

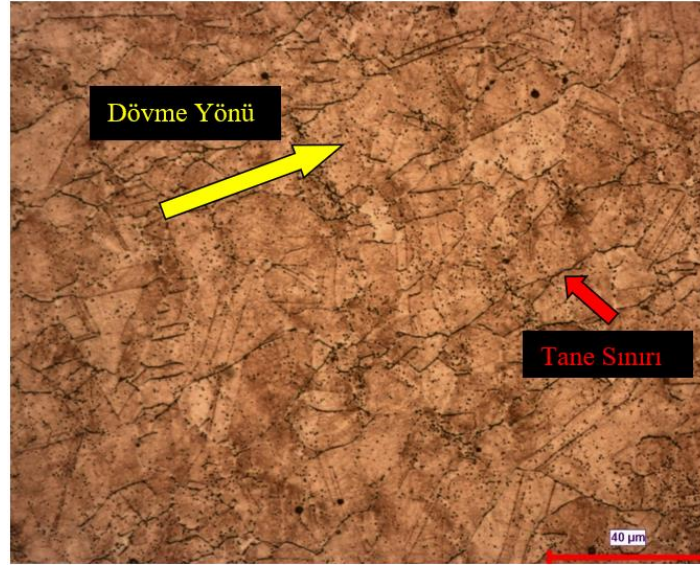
8.5.2. Şahmerdan ile Sıcak Dövme Sonrası Optik Mikroskop Görüntüleri

Şekil 8.14'te, (a) CuNi₂Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının şahmerdan ile dövülmüş 50X mikroyapı görüntüleri sunulmuştur. CuNi₂Si alaşımının mikroyapısı incelendiğinde, tane ve tane sınırlarının belirgin olmadığı gözlemlenmiştir. Bu gözlem literatürde şu şekilde ifade edilmiştir. Dövme işlemi sırasında alaşım plastik deformasyona uğrar. Bu deformasyon, kristallerin ve tanelerin şeklini değiştirir. Plastik deformasyon, alaşımın iç yapısını daha homojen hale getirir ve bu da tane sınırlarının belirginliğini azaltır [159]. CuNiSiCo alaşımının 50X optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde dövme yönü ve tane sınırlarının belirgin bir şekilde olduğu tespit edilmiştir. Aynı zamanda CuNiSiCo alaşımının 50X döküm ve dövme mikroyapıları

karşılaştırıldığında dövme ile deformasyon sırasında tane sınırlarının kırıldığını ve alaşım içinde yeni tane sınırları oluştuğu belirlenmiş bulunmaktadır [160].



(a)



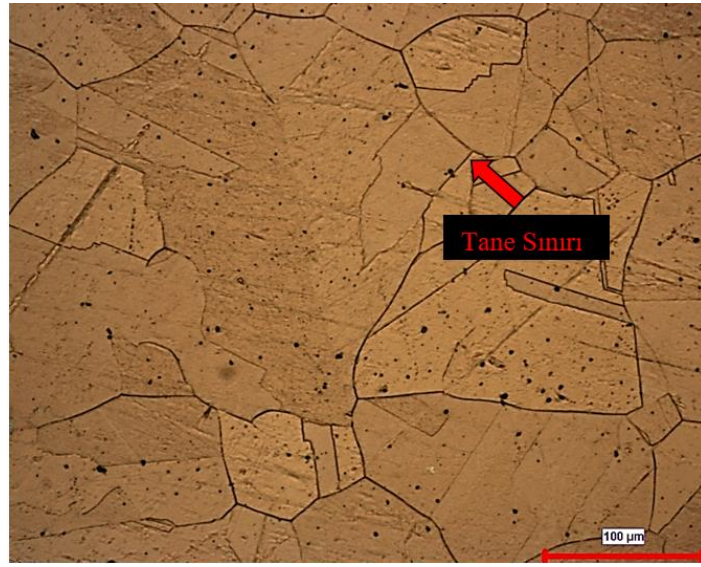
(b)

Şekil 8.14. Şahmerdan ile dövülmüş (a) CuNi₂Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının 50X optik mikroskop görüntüleri.

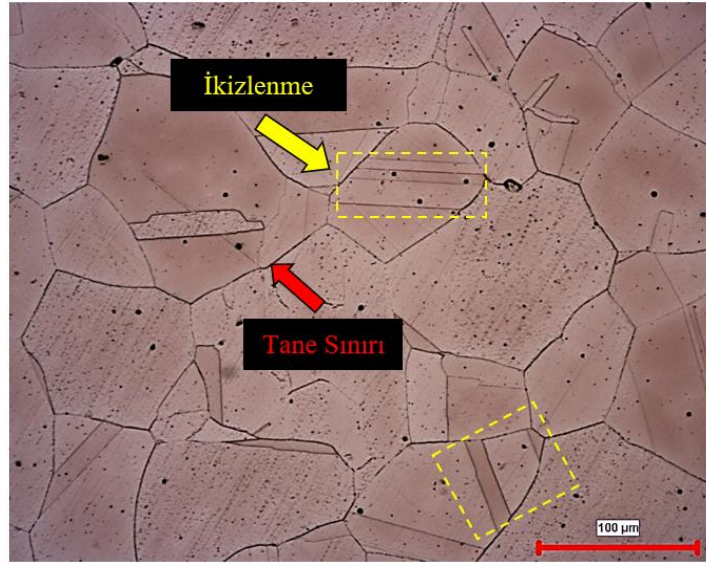
8.5.3. Çözeltiye Alma ve Su Verme Sonrası Optik Mikroskop Görüntüleri

Şekil 8.15 (a)'da CuNi₂Si ve (b)'de CuNiSiCo alaşımlarının çözeltiye alma ve ardından su verme sonrasında oluşan mikroyapı görüntüleri verilmiştir. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımları, solvüs sıcaklığının üzerinde, 1000°C sıcaklığında, 1 saat

boyunca fırında bekletildikten sonra hızlı bir şekilde soğutularak tek fazlı α katı çözültisinin oluşumu sağlanmıştır. Şekil 8.15 (a) ve (b)'de tamamen tavlanmış ve aşırı doymuş katı çözülti mikro yapısı gösterilmektedir. Çözelti içinde homojen bir yapı elde etmeye çalışırken, bazı kristal düzlemlerinin belirli bir düzen içinde birbirine eşleşmesi sonucu ikizlenmeler ortaya çıkmaktadır [161]. Her iki alaşımda yüksek oranda ikizlenme içersede CuNiSiCo alaşımında bir miktar daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Her iki alaşımında taneleri neredeyse eş eksenli olduğu sonucuna varılmıştır.



(a)



(b)

Şekil 8.15. Çözeltiye alınmış ve su verilmiş (a) CuNi₂Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının 50X optik mikroskop görüntüleri.

8.5.4. Yaşlandırma Sonrası Optik Mikroskop ve Taramalı Elektron Mikroskop (SEM) Görüntüleri

CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımları, su verme işleminden sonra 3 farklı sıcaklık (450°C, 500°C ve 600°C) ve 4 farklı süre (2, 4, 6 ve 8 saat) boyunca gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işlemine tabi tutulmuş, ardından alaşımların detaylı mikroyapı karakterizasyonu yapılmıştır. Yaşlandırma ısıl işleminin asıl amacı, alaşımdaki tanelerin ve tane sınırlarının zamanla hareket ettiği bir süreç olan "tane sınırı göçü" ile karakterizedir. Bu süreç, taneciklerin genel yüzey alanlarını en aza indirecek şekilde yeniden düzenlenerek sistemin serbest enerjisini azaltmayı amaçlamaktadır [162].

Çizelge 8.4'de 450°C'de yaşlandırılan CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının mikroyapıları incelendiğinde, her iki alaşımın 6 saatlik yaşlanma süresinde tane boyutunun küçüldüğü tespit edilmiştir. CuNiSiCo alaşımının 6 saatlik yaşlandırma sürecinde ikizlenmelerin CuNi₂Si alaşımına göre daha fazla olduğu değerlendirilmiş ve aynı zamanda CuNiSiCo alaşımının tane boyutunun CuNi₂Si alaşımına göre daha küçük olduğu gözlemlenmiştir. Her iki alaşımın 8 saat süren yaşlandırma işlemi sonucunda ise tanelerin tekrar büyüdüğü gözlemlenmiştir.

Çizelge 8.5'de 500°C'de yaşlandırılan CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının mikroyapıları görüntüleri sunulmuştur. 500°C'de 2, 4 ve 6 saat süren yaşlandırma süreleri boyunca, zaman artış gösterirken tane küçülmesinin gerçekleştiğini, ancak 8 saatlik sürede tanelerin tekrar büyüdüğü gözlemlenmiştir. Bu durum, literatürde şu şekilde ifade edilmektedir; normal yaşlandırma sürecinde gerçekleşen tane sınırı göçü ve ikizlenme gibi mekanizmalar, tane boyutunu küçültmektedir [163]. Ancak aşırı yaşlandırma, bu mekanizmaların aşırı aktifleşmesine ve tane sınırlarındaki hareketin yoğunlaşmasına neden olarak tanelerin büyümesine yol açmaktadır. Aşırı yaşlandırma, rekristalizasyon adı verilen bir süreçle ilişkilidir. Bu süreçte, kristallerin yeniden düzenlenmesi ve yeni tane oluşumu gerçekleşmektedir. Rekristalizasyon, tanelerin büyümesine katkıda bulunduğu literatürde söylenmektedir [164]. Her iki alaşımın 6 saatlik yaşlandırma süresinde maksimum tane küçüklüğüne ulaştığı gözlemlenmektedir. CuNiSiCo alaşımının, CuNi₂Si alaşımına göre daha küçük tane

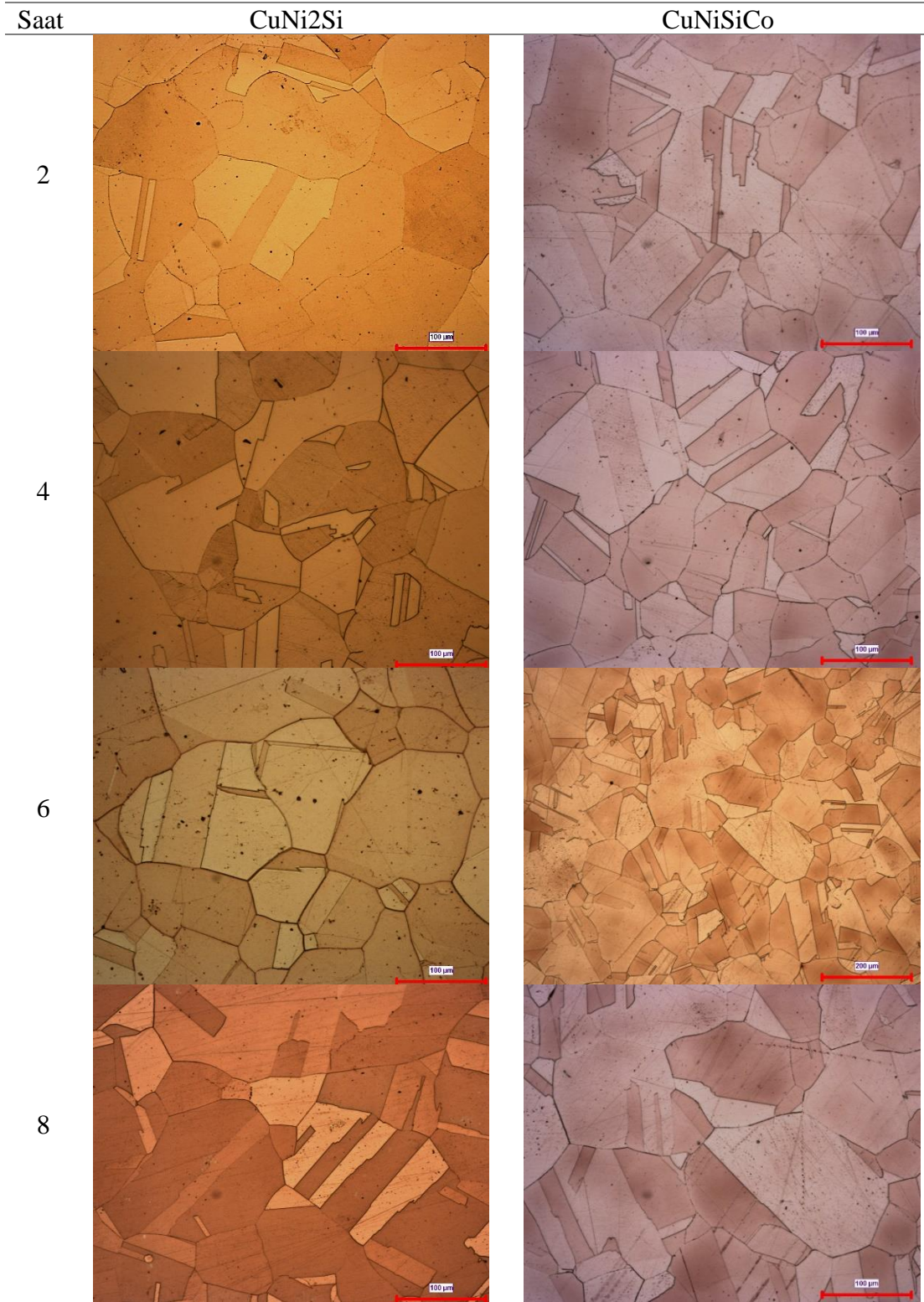
boyutlarına sahip olduğu, bakır matris içinde çözünen alaşım elementlerinin oluşturduğu doymamış katı çözeltilerin yavaşça çökerek bakır matris içinde homojen bir şekilde dağıldığı değerlendirilmektedir. Ayrıca, CuNiSiCo alaşımının 6 saat süreli yaşlandırma mikroyapısında, tanelerin içinde gözle görülür taneciklere ek olarak, koyu renkli parçacıkların homojen bir şekilde matrise çökelmiş olduğu belirtilmiştir. Yapılan taramalı elektron mikroskop altındaki EDX analizi sonuçlarına göre, bu çökeltilerin Co₂Si intermetalik fazların olduğu belirlenmiştir (Bkz. Şekil 8.19, Çizelge 8.8). CuNiSiCo alaşımının 500°C derecede 8 saat süreyle gerçekleştirilen yaşlandırma mikroyapısında ise aşırı yaşlandırma (overaging) olduğu ve bu durumun önemli miktarda tane büyümesine ve kaba çökelti oluşumuna neden olduğu tespit edilmiştir [8] [165].

Çizelge 8.6'da 600°C'de yaşlandırılan CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, 2 saat süren yaşlandırma süresinde tanelerin küçüldüğü aynı zamanda CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha küçük tane yapısında olduğu saptanmıştır. 4, 6 ve 8 saat sürede gerçekleşen yaşlandırma sürelerinde ise tane büyümesinin meydana geldiği gözlemlenmiştir. Ayrıca, meydana gelen tane büyümesinin yüksek yaşlandırma sıcaklıklarında yeniden kristalleşme sürecinden kaynaklandığı ve bu süreçte yeni tanelerin çekirdeklenip büyüdüğü, mevcut tanelerin yerini aldığı sonucuna varılmıştır [166].

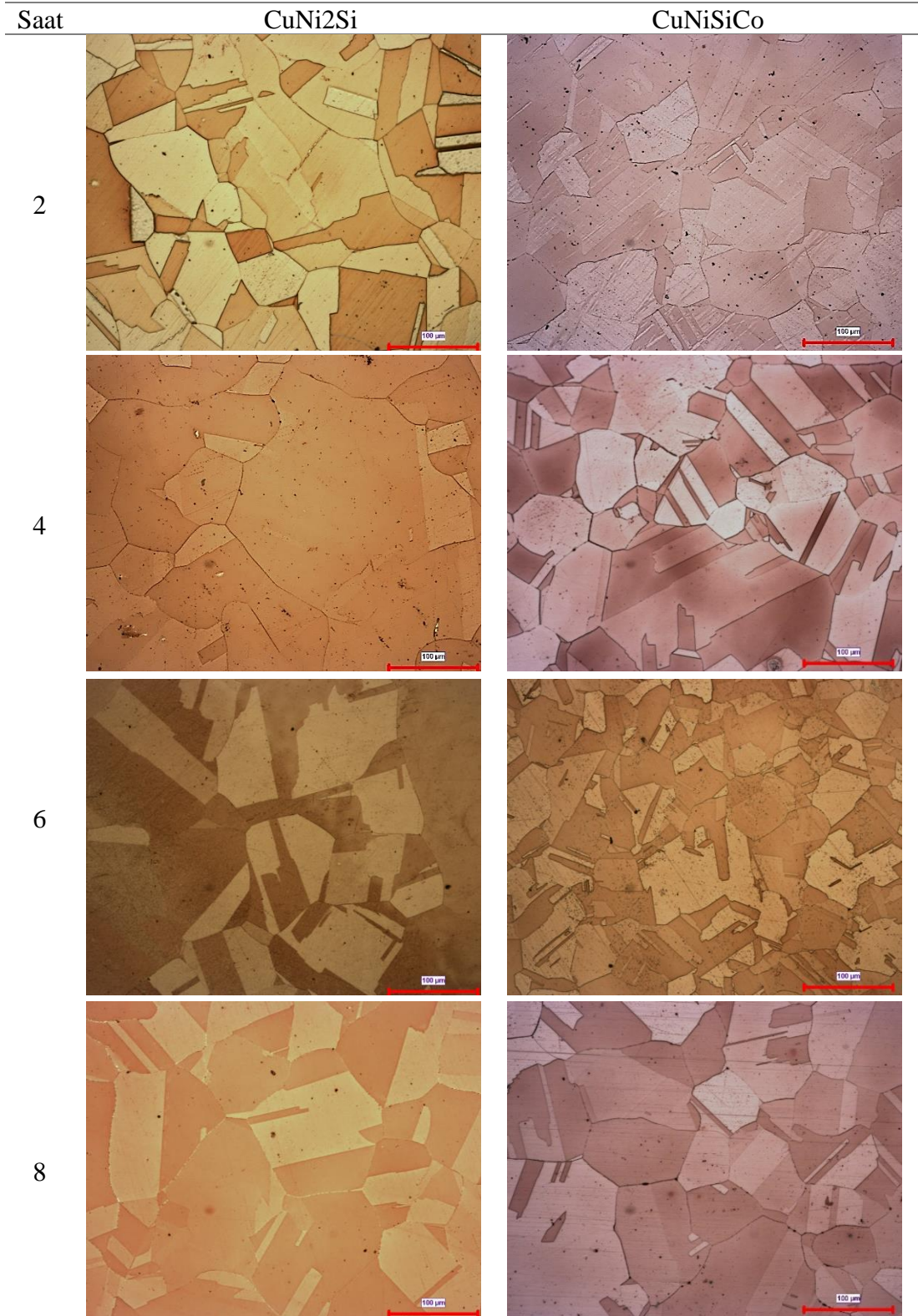
450°C, 500°C ve 600°C sıcaklıklarında gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işlemlerinin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına göre tüm zaman aralıklarında maksimum tane küçüklüğüne sahip olduğu ve en küçük tane yapısını 500°C'de 6 saat süren ısıl işlem süresinde olduğu gözlemlenmiştir. CuNiSiCo alaşımında, kobaltın, genellikle Co₂Si veya CoSi formundaki kobalt silisitler aracılığıyla tane boyutunu küçültmede önemli bir rol oynadığı sonucuna varılmıştır. Kobalt silisitler, mikroyapıda sabitleme bölgeleri olarak işlev gördüğünden, tane sınırlarını sabitleyerek, bu sabitleme bölgelerinin tane sınırı hareketini kısıtlayarak ince taneli bir yapı oluşmasına neden olmaktadır. Aynı zamanda, kobalt silisitlerin, yeniden kristalleşme sırasında yeni taneler için çekirdeklenme yerleri olarak hizmet ettiği ve yeni, ince taneciklerin oluşumunu teşvik ederek tanecik incelmeye daha fazla katkıda bulunduğu sonucuna varılmaktadır

[167] [168]. Kobaltın sağladığı rafine tane yapısı, bakır alaşımlarının mekanik özelliklerini önemli ölçüde artırdığı bu çalışma kapsamındaki mekanik ve aşınma test sonuçlarıyla detaylı bir şekilde incelenmiştir.

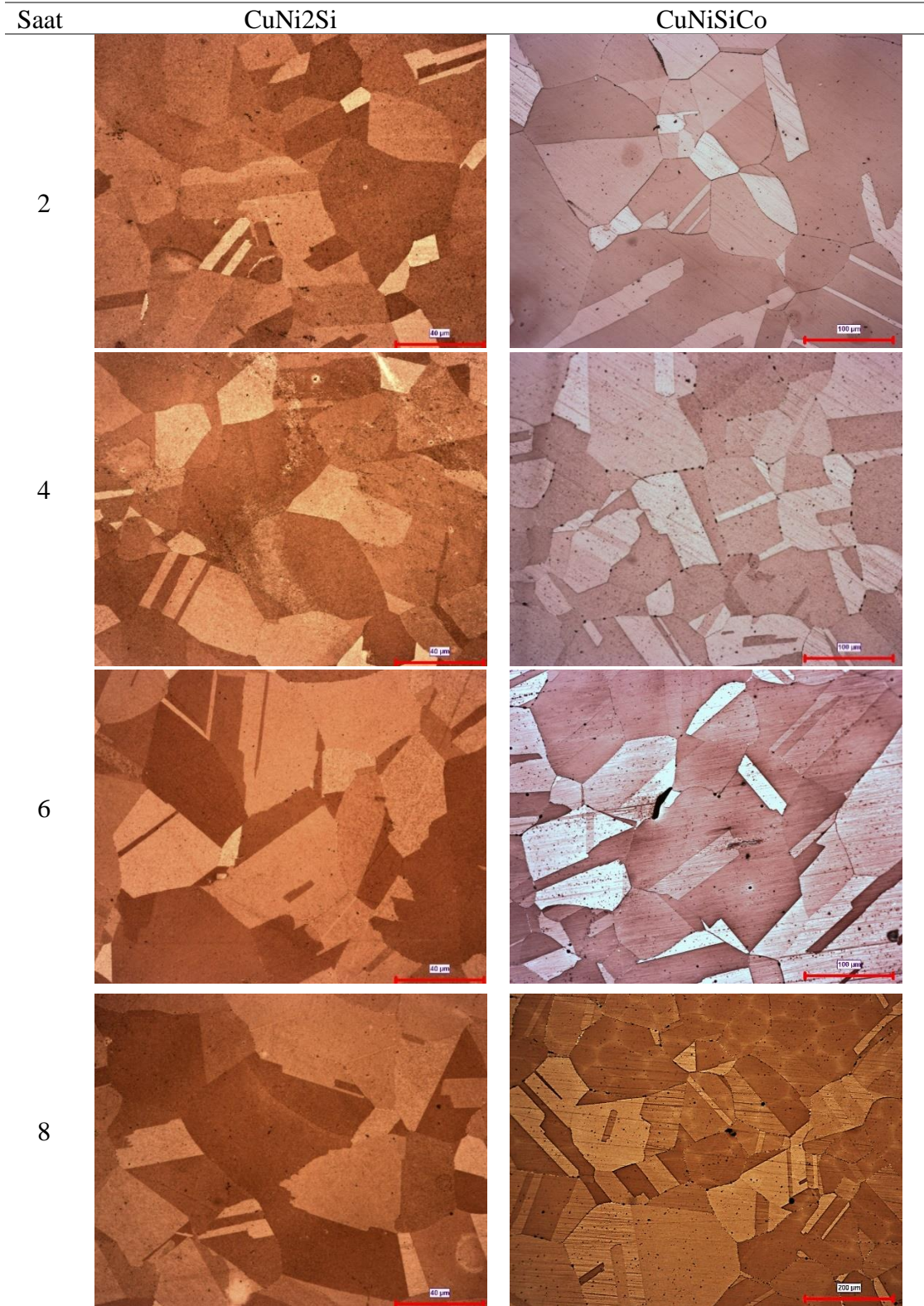
Çizelge 8.4. 450°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat süresince çökelti sertleşmesine (yaşlandırma) tabi tutulan CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 200X mikroyapı görüntüleri.



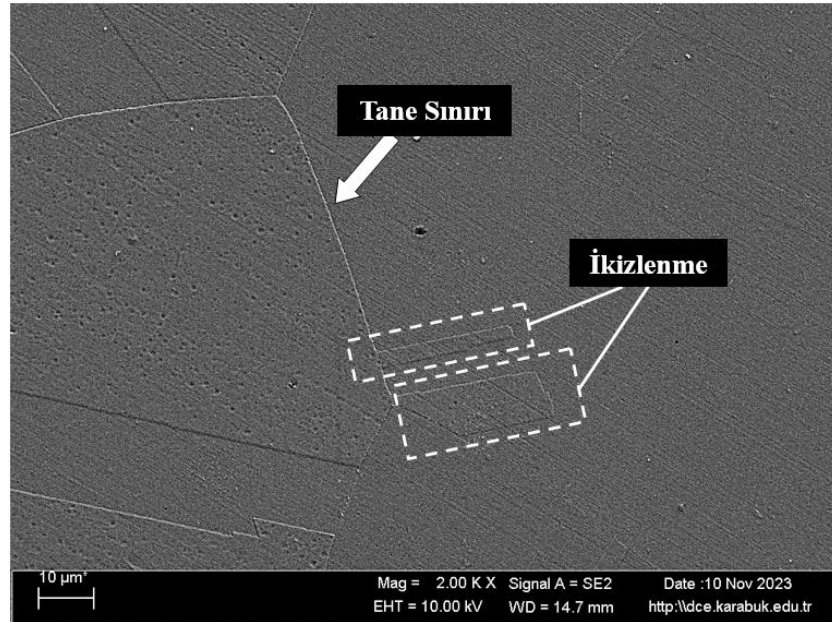
Çizelge 8.5. 500°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat süresince çökelti sertleşmesine (yaşlandırma) tabi tutulan CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 200X mikroyapı görüntüleri.



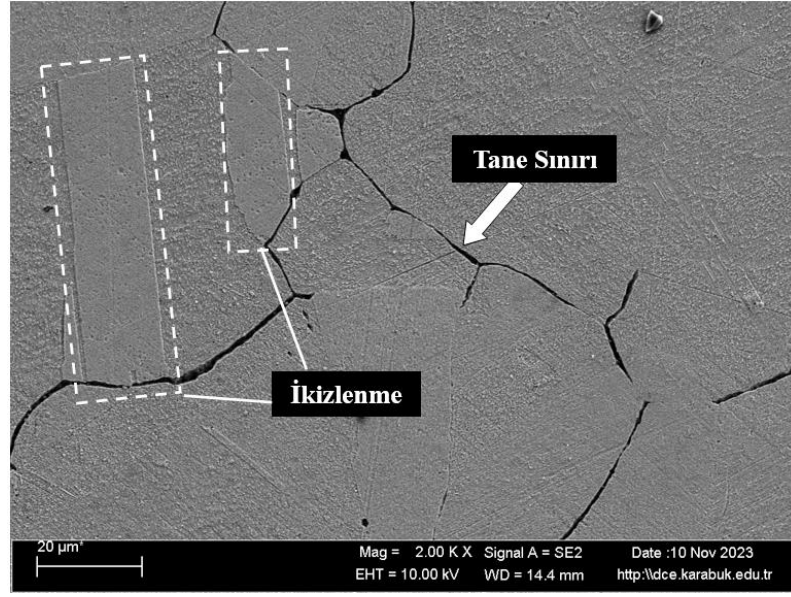
Çizelge 8.6. 600°C’de 2, 4, 6 ve 8 saat süresince çökelti sertleşmesine (yaşlandırma) tabi tutulan CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 200X mikroyapı görüntüleri



Şekil 8.16 ve Şekil 8.17'de, CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 500°C'de 6 saat yaşlandırılmış 2kX taramalı elektron mikroskop görüntüleri sunulmuştur. Şekil 8.17 incelendiğinde, CuNiSiCo alaşımının içerdiği kobalt elementinin, tane inceltme ve küçültme süreçlerinde önemli bir rol oynadığı görülmektedir. Bu durum, kobaltın alaşımın mikroyapısı üzerinde belirgin bir etkisi olduğunu ve özellikle tane boyutu üzerinde inceltme etkisi yarattığını göstermektedir [169] [170]. CuNiSiCo alaşımının, CuNi₂Si alaşımına göre daha küçük tanelere sahip olduğu ve bu bulguların optik mikroskop görüntüleri ile uyumlu olduğu sonucuna varılmıştır. Bu durum, taramalı elektron mikroskop görüntüleri ve optik mikroskop görüntüleri arasında bir tutarlılık olduğunu göstermektedir.



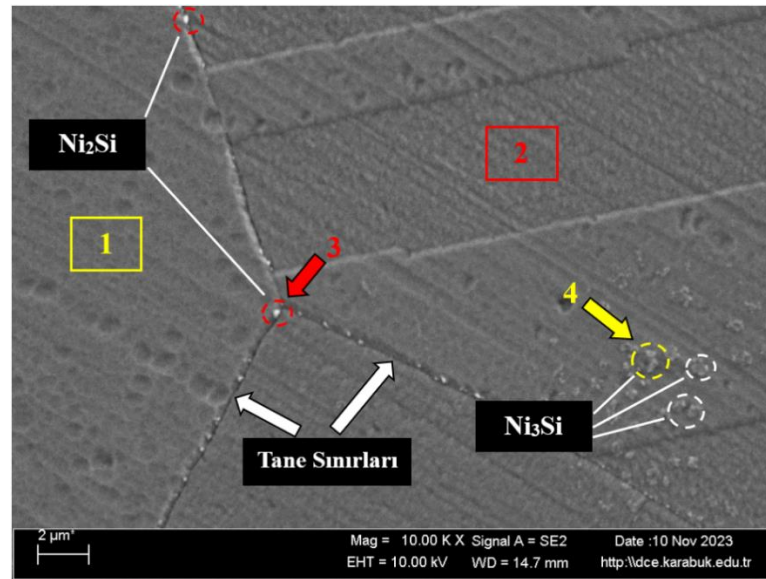
Şekil 8.16. CuNi₂Si alaşımına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C'de 6 saatlik ısıtım işlemi ardından elde edilen 2kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.



Şekil 8.17. CuNiSiCo alaşımına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saatlik ısıl işlemin ardından elde edilen 2kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

Şekil 8.18'de maksimum mukavemetin mevcut olduğu 500 °C'de 6 saat yaşlandırılmış CuNi₂Si alaşımının 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve EDX spektral analiz sonuçları sunulmuştur. Şekil 8.18'de 1 numaralı bölgenin ağırlıkça %0.78 Si, %6.24 Ni ve %91.65 Cu içerdiğinden ana matrisi ifade ettiği belirlenmiştir. 2 ile gösterilen ikizlenme bölgesinin ise ağırlıkça %1.14 Si, %7.29 Ni ve %90.61 Cu içeren bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Bu bölgede silisyum miktarının ana matristen bir miktar fazla olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum, silisyumun CuNi₂Si alaşımlarının ikizlenme davranışında kritik bir rol oynadığını göstermektedir. Literatürde belirtildiği üzere, silisyumun bakır matrisin istifleme hatası enerjisini (SFE) artırması, alaşımın ikizlenme eğilimini güçlendirmesidir. Daha yüksek bir SFE, atom katmanlarının birbirini geçmesini kolaylaştırarak ikizlenmeyi teşvik etmektedir. İkizlenme alanlarındaki silisyum fazlalığı özellikle yaşlanma sürecinde silisyum atomlarının bu bölgelere ayrılmasından kaynaklanmaktadır. Silisyum atomları mikroyapı boyunca yayıldıkça, ikizlenme için tercih edilen bölgeler olan tane sınırlarında ve üçlü bağlantılarda birikme eğilimi gösterirler. Silisyumun bu tercihli segregasyonu, ikizlenme alanlarında silisyum konsantrasyonunun artmasına ve ikizlenme eğilimini daha da güçlendirmesine neden olur [171,172].

Tane sınırlarına çökelen 3 ile gösterilen beyaz partikülün ağırlıkça %1.16 Si, %2.68 Ni ve %95.51 Cu içermektedir. Tane sınırlarında çökelen bu partiküllerin yüksek oranda bakır ile birlikte Ni_2Si intermetalliğinin olduğu belirlenmiştir. Yaşlandırma ısı işlemi sırasında, artan termal enerji bakır matrisinde çözülmüş nikel ve silikon atomlarının daha serbest bir şekilde hareket etmesine neden olduğu değerlendirilmiştir. Bu çözülmüş atomlar bir araya geldiğinde, Ni_2Si intermetalik çökeltilerini oluşturduğu tespit edilmiştir. Bu çökeltiler, tane sınırları adı verilen yüksek enerji ve yapısal kusurlu bölgelerde tercih edilen çekirdeklenme alanlarıdır. Bu durum, tane sınırlarının çökeltilerin oluşumu için uygun çekirdeklenme bölgeleri olarak hizmet ettiği ve bu çökeltilerin oluşumunu kolaylaştırdığı anlamına gelmektedir [173]. Şekil 8.18'de 4 ile gösterilen bölge %1.89 Si, %6.43 Ni ve %90.22 Cu içermektedir. Matris yüzeyine çökelmiş bu yapıların Ni_3Si intermetalliği olduğu öngörülmektedir.



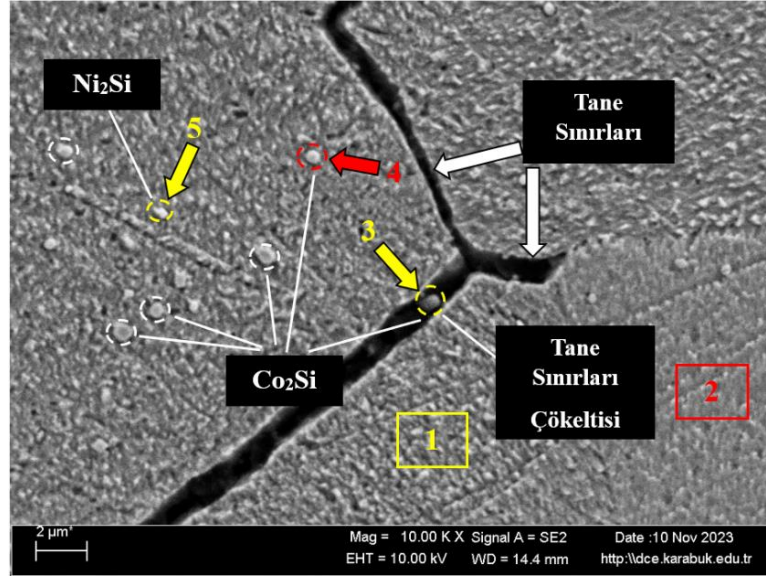
Şekil 8.18. CuNi₂Si alaşımına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saatlik ısı işlemi ardından elde edilen 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

Çizelge 8.7. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNi₂Si alaşımının Şekil 8.18’de seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.

Spectrum	O	Si	Ni	Cu
1	1.33	0.78	6.24	91.65
2	0.96	1.14	7.29	90.61
3	0.65	1.16	2.68	95.51
4	1.46	1.89	6.43	90.22

CuNiSiCo alaşımının maksimum mukavemetin mevcut olduğu 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve EDX analiz sonucu incelendiğinde (Bkz. Şekil 8.19, Çizelge 8.8) 1 ile gsterilen bglgenin ağırlıkça %0.69 Si, %1.14 Co, %4.65 Ni ve % 92.88 Cu iğerdiği belirlenmiştir. Bu bglgenin matris yzeyini gsterdiğini fakat matrisin yzeyine okelen nikel ve kobal silisitlerin varlığından dolayı bir miktar kobalt ve nikel değerleri olduğu sonucuna varılmıştır. 2 numara ile gsterilen bglgenin 1 ile gsterilen bglgeyle yaklaşık aynı elementel konsantrasyonda olup sadece silisyum miktarı biraz fazladır. Şekil 8.19’da tane sınırlarına okelen 3 numara ile gsterilen parçacık ağırlıkça %9.27 Si, %17.46 Co, %8.28 Ni ve %63.94 Cu iğeremektedir. Tane sınırlarına oluşan bu parçacığın Co₂Si intermetaligi fazi olduğu belirlenmiş bulunmaktadır. Tane sınırlarına okelen Co₂Si okeltisinin tane sınırları üzerindeki sabitleme etkisiyle tane boyutunu kulttuğ saptanmıştır [174].

Çizelge 8.8’deki EDX analizi sonuçlarına gbre, matrisin yzeyine okelen ve 4 numarayla gsterilen küresel partiküllerin kimyasal bileşimi detaylı bir Şekilde incelenmiştir. Bu partiküller ağırlıkça %14.97 Si, %28.16 Co, %16.40 Ni ve %39.71 Cu iğeremektedir. Ayrıca, matris yzeyine oklen bu küresel partiküllerin, tane sınırlarına oklen parçacıkla birlikte Co₂Si intermetalik fazını oluşturduğu tespit edilmiştir. CuNiSiCo alaşımının 10 kX taramalı elektron mikroskop görüntüsünde matrisin yzeyinde oluşan 5 ile gsterilen karmaşık Şekilli beyaz partiküllerin EDX analiz sonucu incelendiğinde ağırlıkça %0.90 Si, %0.87Co, %2.17Ni, %95.37 Cu iğeremektedir. Karmaşık Şekilli ve parlak renkte olan bu partiküllerin Ni₂Si intermetaligi olduğunu değerlendirmektedir. Ayrıca, CuNi₂Si alaşımı ile karşılaştırıldığında CuNiSiCo alaşımında daha fazla miktarda Ni₂Si okeltileri oluştuğu belirlenmiştir. CuNiSiCo alaşımındaki Co₂Si okeltilerinin varlığı alaşımda Ni₂Si okeltilerinin okelme güçlendirme etkisini artırabileceği belirtilmiştir [45] [175].



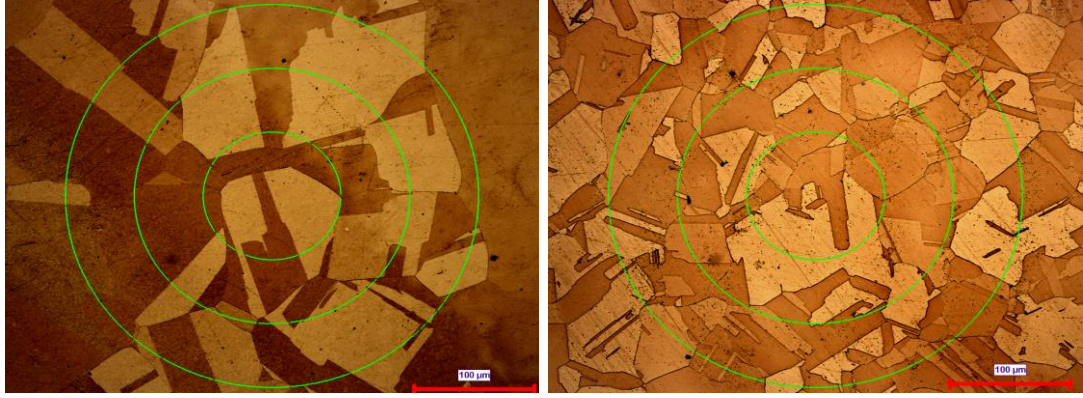
Şekil 8.19. CuNiSiCo alaşımına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saatlik ısıl işlemin ardından elde edilen 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

Çizelge 8.8. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNiSiCo alaşımının Şekil 8.19’da seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.

Spectrum	O	Si	Co	Ni	Cu
1	0.64	0.69	1.14	4.65	92.88
2	0.41	0.98	0.65	6.64	91.32
3	1.05	9.27	17.46	8.28	63.94
4	0.76	14.97	28.16	16.40	39.71
5	0.69	0.90	0.87	2.17	95.37

8.5.4.1. Tane Boyutu Analiz Sonuçları

Şekil 8.20’de, CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 500°C’de 6 saat yaşlandırılmasını takiben elde edilen optik mikroskop görüntülerinin Clemex programı kullanılarak, ASTM E-112-13 [146] standardına uygun olarak analiz edildiği görülmektedir. Bu analiz, alaşımların yaşlandırma sürecindeki mikroyapısını belirleme ve değerlendirme açısından önemli bilgiler sağlamaktadır. Bu bilgiler, alaşımların diyagonal tane boyutlarını belirleme konusunda standart bir yöntem kullanılarak elde edilmiştir.



(a)

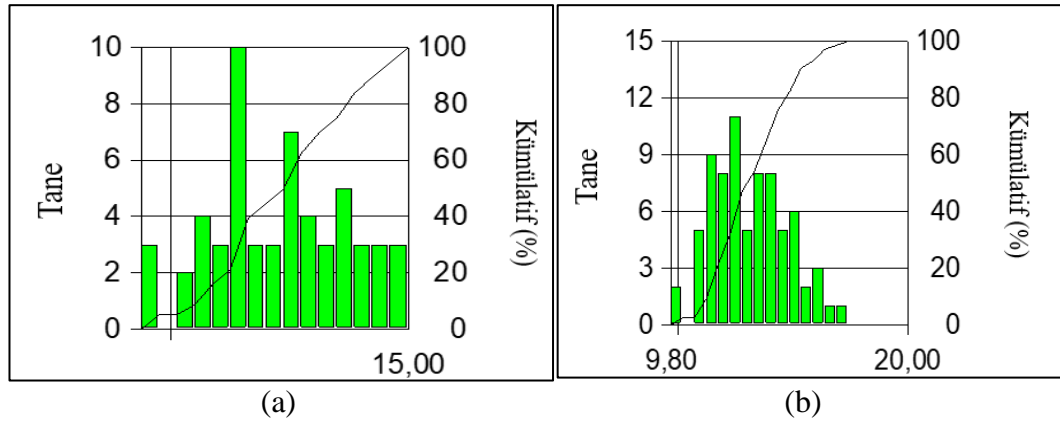
(b)

Şekil 8.20. (a) CuNi₂Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarına uygulanan optimum yaşlandırma süresi olan 500°C'de 6 saatlik ısıtılmanın ardından elde edilen diyagonal tane boyutu analiz görüntüleri.

Şekil 8.21'de, alaşımların 200X mikroyapı görüntülerinden elde edilen tane boyutu dağılımının kantitatif ölçüm sonuçları, alaşımlarının yaşlandırma sonrası mikroyapısal özelliklerini daha ayrıntılı bir şekilde değerlendirmemize olanak tanımaktadır. Her iki alaşımın ortalama tane boyutları sırasıyla 35.22 µm ve 26.28 µm olarak hesaplanmıştır. Bu hesaplamalar, CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına kıyasla %35 daha küçük tanelere sahip olduğunu göstermektedir. ASTM E112-13 standardına göre yapılan tane boyutu analizi sonuçları, CuNi₂Si için 11.56 µm, CuNiSiCo için ise 11.98 µm olarak belirlenmiştir. Bu değerler, ASTM standartlarına uygun olarak yapılan analizin güvenilir ve tekrarlanabilir olduğunu göstermektedir. Ayrıca, 200X mikroyapı görüntülerinde sayılan tane sayıları da dikkate alındığında, CuNi₂Si alaşımında 56 adet tane bulunurken, CuNiSiCo alaşımında 74 adet tane tespit edilmiştir. CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına göre 18 tane daha fazla olduğu saptanmıştır. Tane sayısının fazla olması alaşımın mikroyapısında daha fazla tane sınırının bulunduğu anlamına gelmektedir. CuNiSiCo alaşımındaki kobalt elementi, alaşımda tane rafinasyonu yapma yeteneğine sahiptir bu da tane boyutunu küçültme eğiliminde olduğu anlamına gelmektedir. Aynı zamanda, kobalt elementinin varlığı, daha fazla tane oluşumunu teşvik ederek alaşımın genelde daha yüksek tane sayısına sahip olmasını sağlamıştır [176].

Bu durum, CuNiSiCo alaşımının yaşlandırma sonrası daha fazla tane sayısına ve dolayısıyla daha yoğun bir mikroyapıya sahip olduğunu göstermektedir. Elde edilen

bu nicel veriler, alaşımların yaşlandırma işlemi sonrasında sahip oldukları mikroyapısal farklılıkları belirleyerek, mekanik özellikler üzerindeki potansiyel etkilerini daha iyi anlamamıza yardımcı olacaktır. Kısacası CuNiSiCo alaşımının Co elementi içermesi nedeniyle tane inceltme ve küçültme görevini üstlendiğini ortaya koymaktadır.



Şekil 8.21. Maksimum mukavemetin elde edildiği 500°C'de 6 saat yaşlandırılmış (a) CuNi2Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının diagonal tane boyut analizi ASTM E-112-13 ölçüm grafikleri.

Çizelge 8.9. CuNi2Si Ve CuNiSiCo alaşımlarının diagonal tane boyutu analiz sonuçları.

Diagonal Analiz Sonuçları	CuNi2Si	CuNiSiCo
Ortalama Tane Boyutu	35.22 μm	26.28 μm
ASTM E112-13 Boyutu	11.56	11.98
Tane Sayısı	56	74

8.6. NUMUNELERİN ÇEKME TESTİ SONUÇLARI VE YÜZEY FRAKTOGRAFİSİ

8.6.1. Çekme Testi Sonuçları

Şekil 8.22'de, CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının dövme ve optimum parametrelerde yaşlandırılmış çekme testi numunelerinin kırılma yüzeylerine ait makro görüntüler sunulmuştur. Dövme işlemi görmüş CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının makro

görüntüleri incelendiğinde her iki alaşımın da sünek çanak-koni tipi kırılma tipi gösterip, kırılmadan önce önemli ölçüde plastik deformasyona uğradığı gözlemlenmiştir. Kırılma yüzeyleri tipik olarak donuk, mat bir yüzeyle birlikte lifli veya çanak ve konik görünümüne sahiptir. Pürüzlü, dokulu bir yüzeyde çukurlar veya kayma dudakları belirgin bir şekilde görülmüştür. Ayrıca CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının ASTM E8-8M standardına göre hesaplanan % kesit daralmaları incelendiğinde, CuNi₂Si alaşımının %66, CuNiSiCo alaşımının ise %68 kesit daralması gösterdiği hesaplanmıştır. Bu sonuçlar, CuNiSiCo alaşımının, CuNi₂Si alaşımına kıyasla bir miktar daha fazla % kesit daralmasına sahip olduğunu göstermektedir.

Yaşlandırma ısıl işlemi görmüş CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının kırılma yüzeyleri incelendiğinde, kayma kırılması gösterip kırılma 45⁰ kesme yönünde meydana gelmiştir. Her iki alaşımın kırılma yüzeyleri pürüzlü bir karaktere sahiptir. % kesit daralmaları hesaplandığında, CuNi₂Si alaşımı %21 kesit daralması gösterirken, CuNiSiCo alaşımı %17 kesit daralması sergilemiştir. Sonuç olarak, CuNiSiCo alaşımı, CuNi₂Si alaşımına göre %4 daha az kesit daralması sergilemiştir.

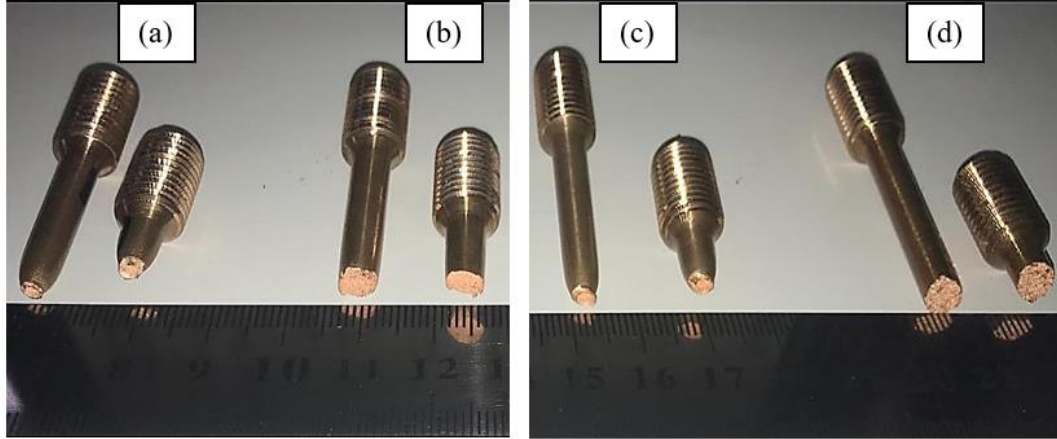
CuNiSiCo alaşımı dövme formunda çekildiğinde, CuNi₂Si alaşımına kıyasla bir miktar daha fazla süneklik göstermektedir. Ancak, yaşlandırılmış formlarda CuNi₂Si alaşımı daha fazla kayma deformasyonuna maruz kalmıştır. Bu tersinir ilişki, sertlik ve çökelti mekanizmalarından kaynaklanmaktadır. CuNi₂Si alaşımının sıcak dövme işlemi sonrası sertliği 68 HRB iken, CuNiSiCo alaşımının 65 HRB sertlik sergilediği için CuNiSiCo alaşımının bir miktar daha fazla %kesit daralması gösterdiği değerlendirilmektedir. CuNiSiCo alaşımında ki kobalt (Co) elementinin varlığı, yaşlandırma ısıl işlem görmüş formda Co₂Si çökeltilerinin tane sınırları üzerinde sabitleme etkisi yaratarak tane sınırı kaymasını engellediğini ve alaşımın plastik olarak deforme olma yeteneğini sınırladığını göstermektedir [52].

Yüzde kesit daralması formülü şu şekildedir:

$$\% \text{ Kesit Daralması} = (A_0 - A_k / A_0) \times 100$$

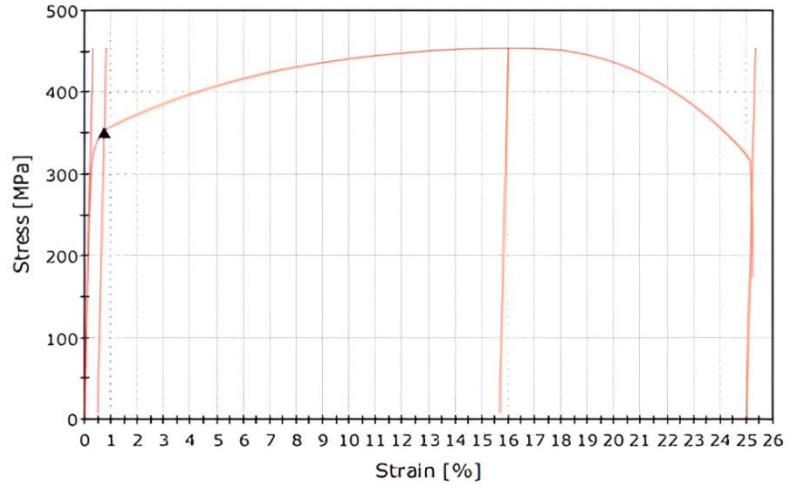
Burada:

- A_0 , ilk kesit alanını,
- A_k , kopmadan sonra ölçülen kesit alanını temsil eder [147].

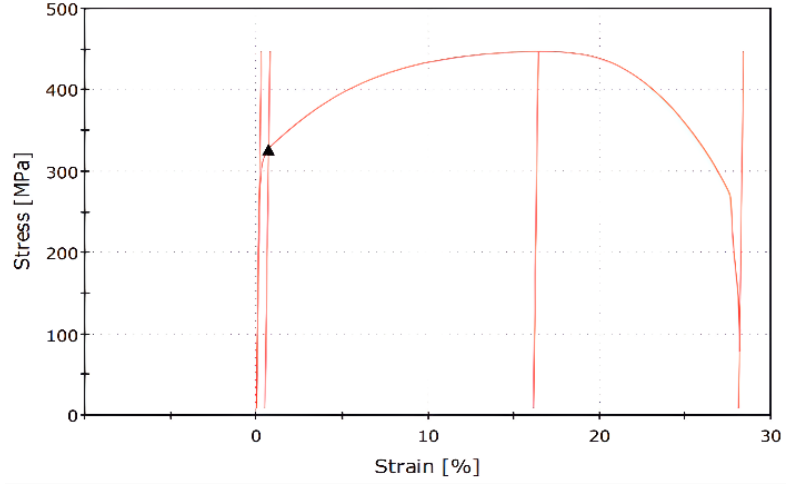


Şekil 8.22. ASTM E8 standardına uygun olarak gerçekleştirilen çekme testleri sonucunda elde edilen (a) 850-925 C° aralıklarında dövülmüş CuNi2Si alaşımı, (b) 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNi2Si alaşımı, (c) 850-925 C° aralıklarında dövülmüş CuNiSiCo alaşımı, (d) 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNiSiCo alaşımının kırılma yüzeyi görüntüleri.

CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının dövme formlarının çekme testi sonuçları incelendiğinde, CuNi2Si alaşımının akma dayanımı 338 MPa, çekme dayanımı 454 MPa ve kopma uzaması %25 olarak ölçülmüştür. CuNiSiCo alaşımının ise akma dayanımı 315 MPa, çekme dayanımı 447 MPa ve kopma uzaması %28,1 olarak ölçülmüştür. CuNi2Si alaşımı, dövme formunda CuNiSiCo alaşımına göre daha mukavemetli ve az süneklilik göstermiştir. Bu durumun temel nedeni, dökümde oluşan birincil Co₂Si intermetalik fazların (Bkz. Şekil 8.13) tane sınırlarında oluşarak tane sınırı üzerinde çivileme etkisi yaratmasıdır; bu da tane sınırı kaymasını engellediği ve alaşımın sertleşme kabiliyetini azaltarak mukavemeti düşürdüğü sonucuna varılmıştır. Aynı zamanda, dökümde oluşan Co₂Si intermetalik fazlarının varlığının, yüksek dövme sıcaklıklarında alaşımların sertliği üzerinde zararlı bir etkiye sahip olabileceğini ve Co₂Si çökeltilerinin oluşumunun stres konsantrasyonlarına ve erken kırılmaya yol açabileceği literatürde belirtilmiştir [56][176][177].



(a)



(b)

Şekil 8.23. 850-925°C aralıklarında dövülmüş (a) CuNi₂Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının çekme testi grafikleri.

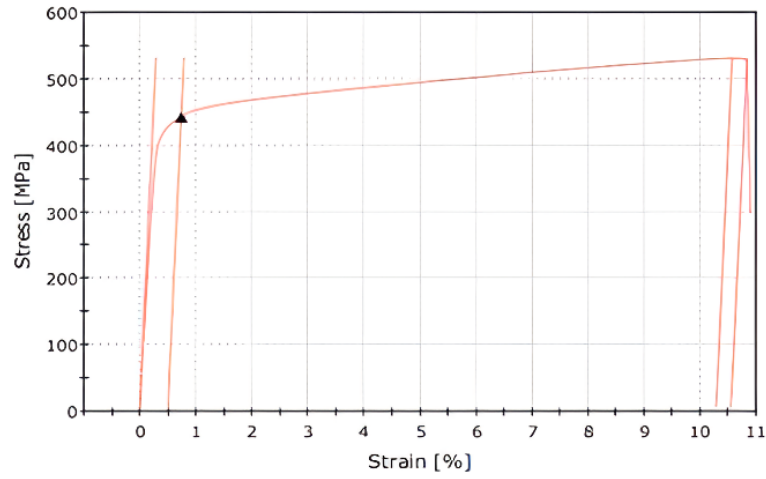
Çizelge 8.10. 850-925°C aralıklarında dövülmüş (a) CuNi₂Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının çekme testi sonuçları.

Alaşım	Akma Mukavemeti [MPa]	Çekme Mukavemeti [MPa]	Kopma Uzunluğu [%]
CuNi ₂ Si	338	454	25
CuNiSiCo	315	447	28.1

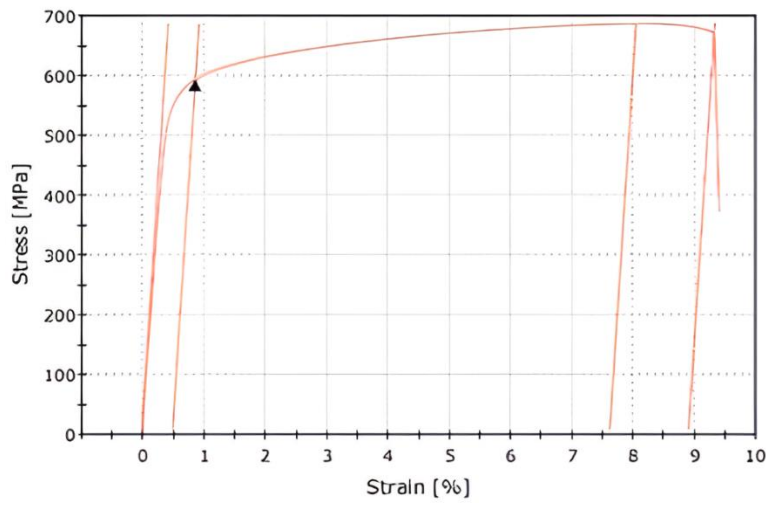
Sıcak dövülmüş ve çözeltiye alınıp optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saat yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının çekme testi sonuçları incelendiğinde, CuNi₂Si alaşımının akma dayanımı 421 MPa, çekme dayanımı 532 MPa ve kopma uzunluğu %10.15 olarak ölçülürken, CuNiSiCo

alaşımının ise akma dayanımı 559 MPa, çekme dayanımı 687 MPa ve kopma uzaması %9.5 olarak ölçülmüştür.

Yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımları birbiriyle karşılaştırıldığında, CuNiSiCo alaşımının %34 daha fazla akma dayanımına, %29 daha yüksek çekme mukavemetine sahip olduğu ve sünekliliğinde minimal bir düşüş olduğu belirlenmiştir. CuNiSiCo alaşımı yaşlandırma ısıl işlemi uygulandığında tane boyutu analizinde de görüldüğü üzere, taneleri incelttiği ve tane boyutunun azaldığında alaşımın sertliğinin, mukavemetinin ve tokluğunun arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca, yaşlandırma ısıl işlemi sırasında matris yüzeyine çöken kobalt silisitlerin alaşımın mukavemetini önemli ölçüde arttırdığı belirlenmiştir [56] [71].



(a)



(b)

Şekil 8.24. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış (a) CuNi2Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının çekme testi grafikleri.

Çizelge 8.11. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış (a) CuNi2Si ve (b) CuNiSiCo alaşımlarının çekme testi sonuçları.

Alaşım	Akma Mukavemeti [MPa]	Çekme Mukavemeti [MPa]	Kopma Uzaması [%]
CuNi2Si	421	532	10.15
CuNiSiCo	559	687	9.5

CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının dövme formu ve yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış formlarının çekme testi sonuçları birbirleri ile kıyaslandığında, CuNi2Si alaşımı akma dayanımında %25 artış gösterirken, çekme dayanımında %17 artış gözlemlenmiştir. Kopma uzaması %150 azalmıştır. CuNiSiCo alaşımı ise akma dayanımında %77 artış gösterirken, çekme dayanımında %53 artış gözlemlenmiştir. Kopma uzaması yaklaşık %200 azalmıştır.

CuNiSiCo alaşımının yaşlandırma ısıl işlemi ile matris yüzeyine çöktürülen küresel Co₂Si intermetalikleri ve CuNi2Si alaşımına kıyasla miktarca daha fazla Ni₂Si intermetalik fazı barındırması nedeniyle dövme formundan sonra yaşlandırma ısıl işlemi yapıldığında daha fazla mukavemet artışı sağladığı tespit edilmiştir.

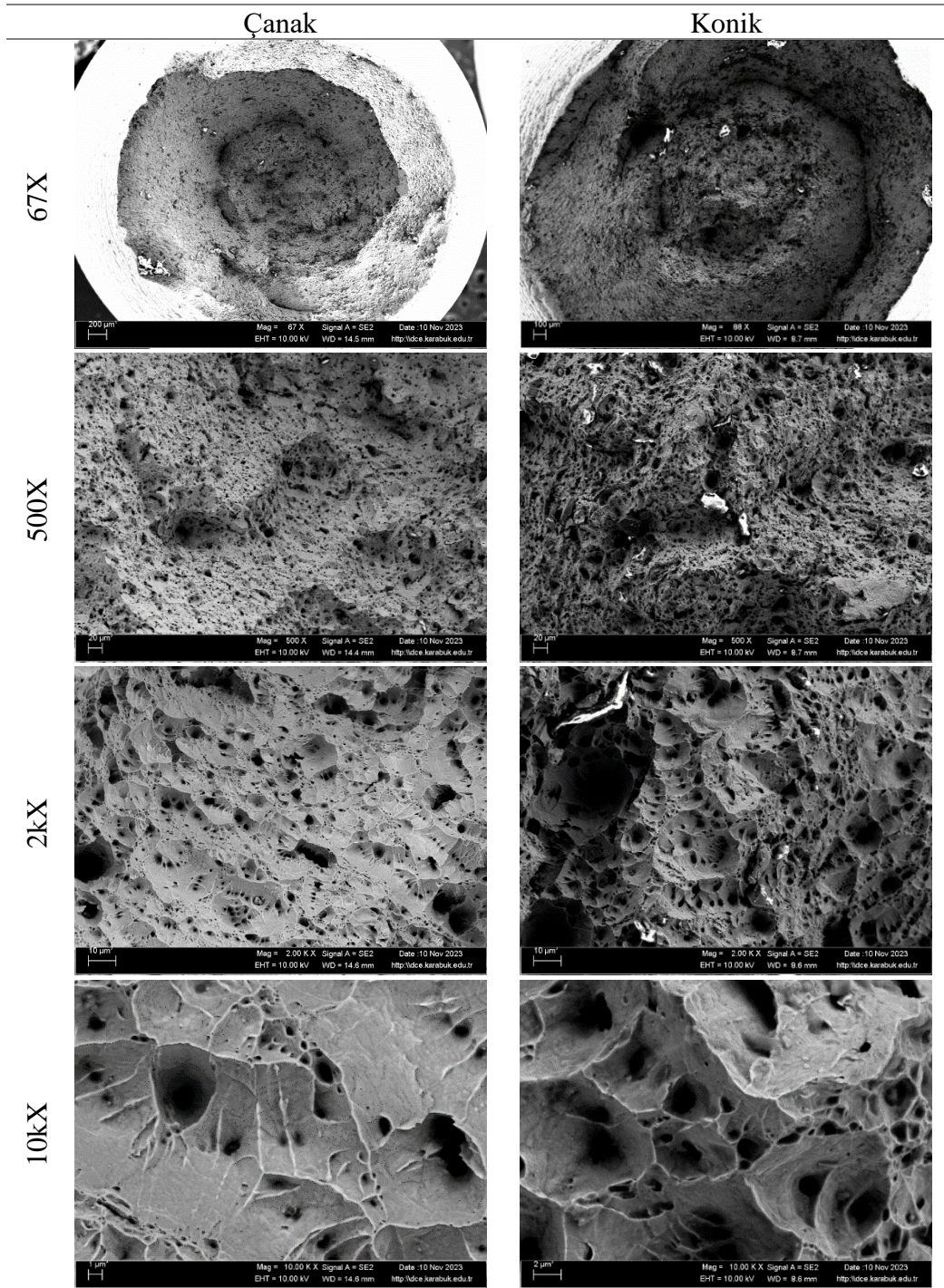
8.6.2. Fragtografik (Kırılma Yüzeyi) Analizi

CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının deformasyon bölgelerini incelemek ve kırılma mekanizmalarını anlamak amacıyla tarama elektron mikroskobu kullanılarak düşük büyütmede ve yüzeydeki çöktürmeleri tanımlamak için daha yüksek büyütmede mikroskopik incelemeler yapılmıştır. Çekme testine tabi tutulan CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının dövme formlarına ait deformasyon bölgelerinin tarama elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri Çizelge 8.12 ve Çizelge 8.13’de sunulmuştur. Görüntüler incelendiğinde, kırılmanın makroskopik ölçekte çanak ve konik morfolojisi gösterdiği gözlemlenmiştir. Her iki alaşımın kırılma yüzeylerinde mikro boşlukların sayıca fazla olduğu gözlemlenmiştir.

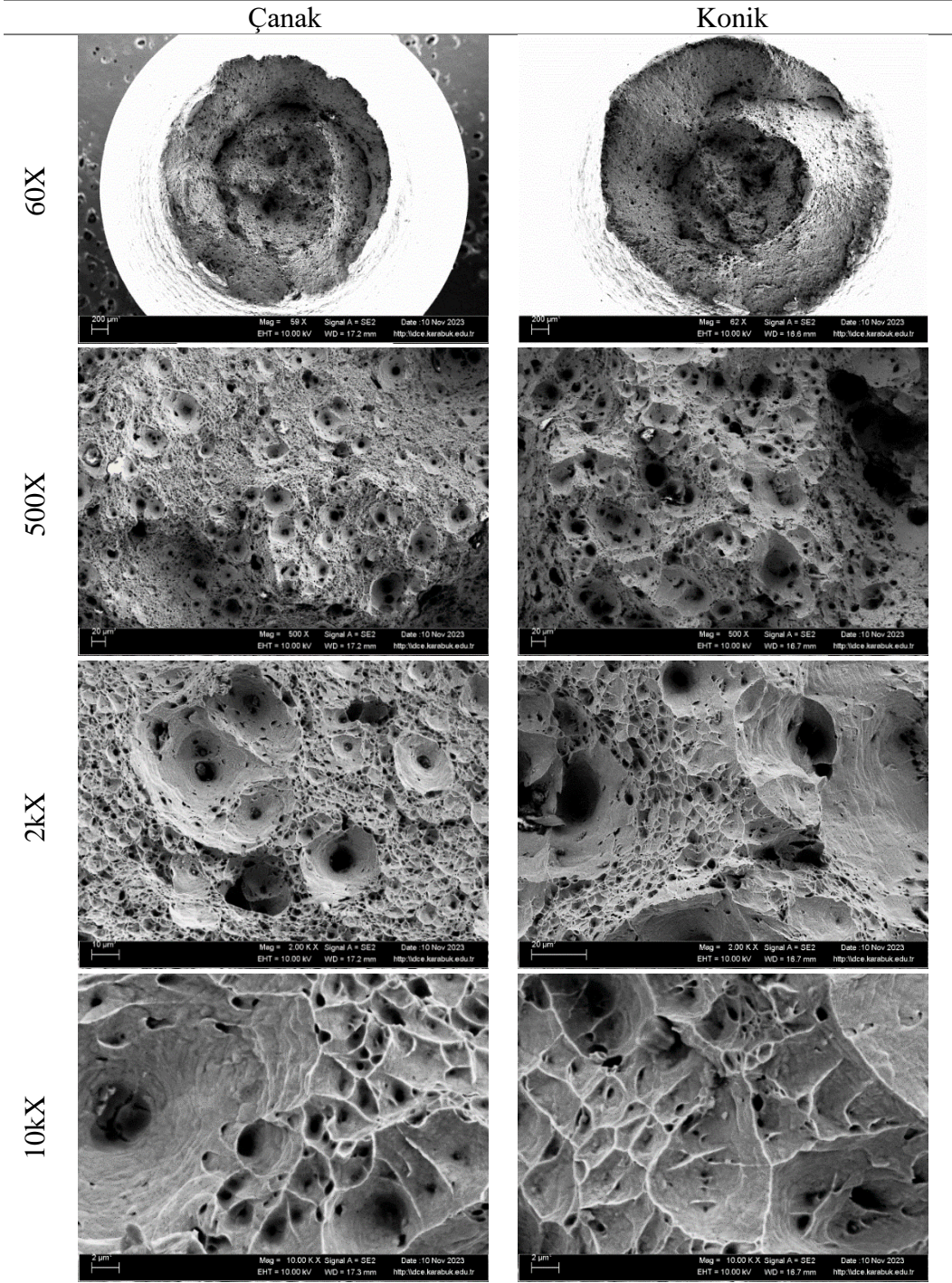
CuNi2Si alaşımının kırılma yüzeyi boyunca eşit şekilde dağılmış yaklaşık aynı boyutlarda boşluklar ve oyuklar (dimples) gözlenirken, CuNiSiCo alaşımında daha derin ve büyük çukurlar oluşmuş olup, bu çukurluklar değişken boyutlarda

gözlemlenmiştir. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 10 kX taramalı elektron mikroskop görüntüleri incelendiğinde, CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına göre çukurcukların derinleşmesi nedeniyle alaşımın plastik deformasyonunu artırdığı ve kopma uzamasının %3.5 daha fazla olduğu sonucunu desteklediği saptanmıştır [178].

Çizelge 8. 12. Dövülmüş CuNi2Si alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri.



Çizelge 8.13. Dövülmüş CuNiSiCo alaışımının çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri.



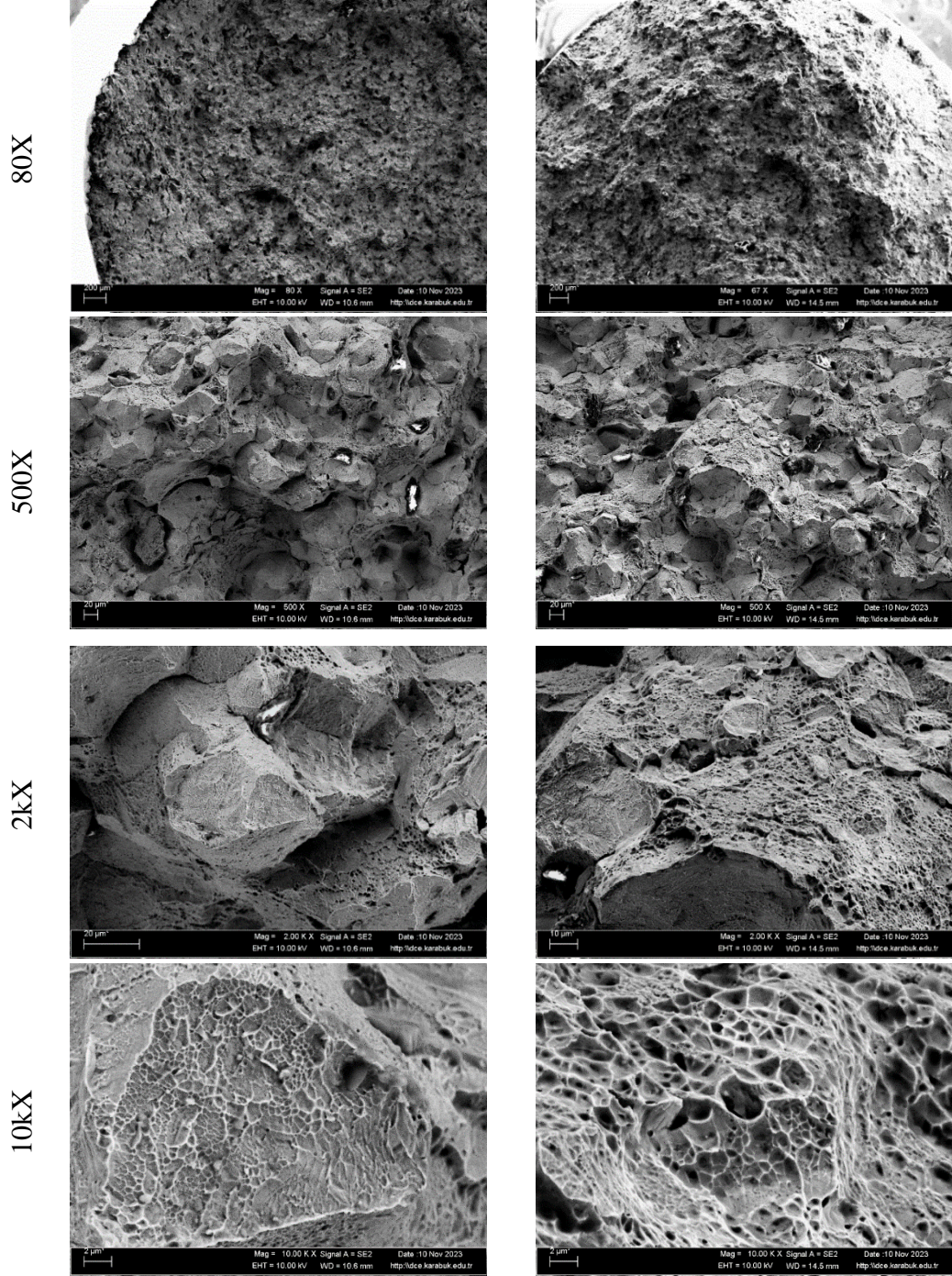
CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaışımının optimum yaşlandırma sürelerinde yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış çekme testi numunelerinin kırılma yüzeyleri incelendiğinde her iki alaşım için de karakteristik lifli ve kesme kısımlarıyla birlikte yarı sünek olduğu ortaya konmuştur. Her iki alaşımda taneler arası (intergranular) kırılma tipi sergilese de CuNiSiCo alaışımında daha net gözükmetedir. Bakır alaşımlarının yaşlandırma ısıl

işleminden sonra sünek kırılmadan taneler arası kırılmaya geçiş, yaygın bir gözlemdir [179].

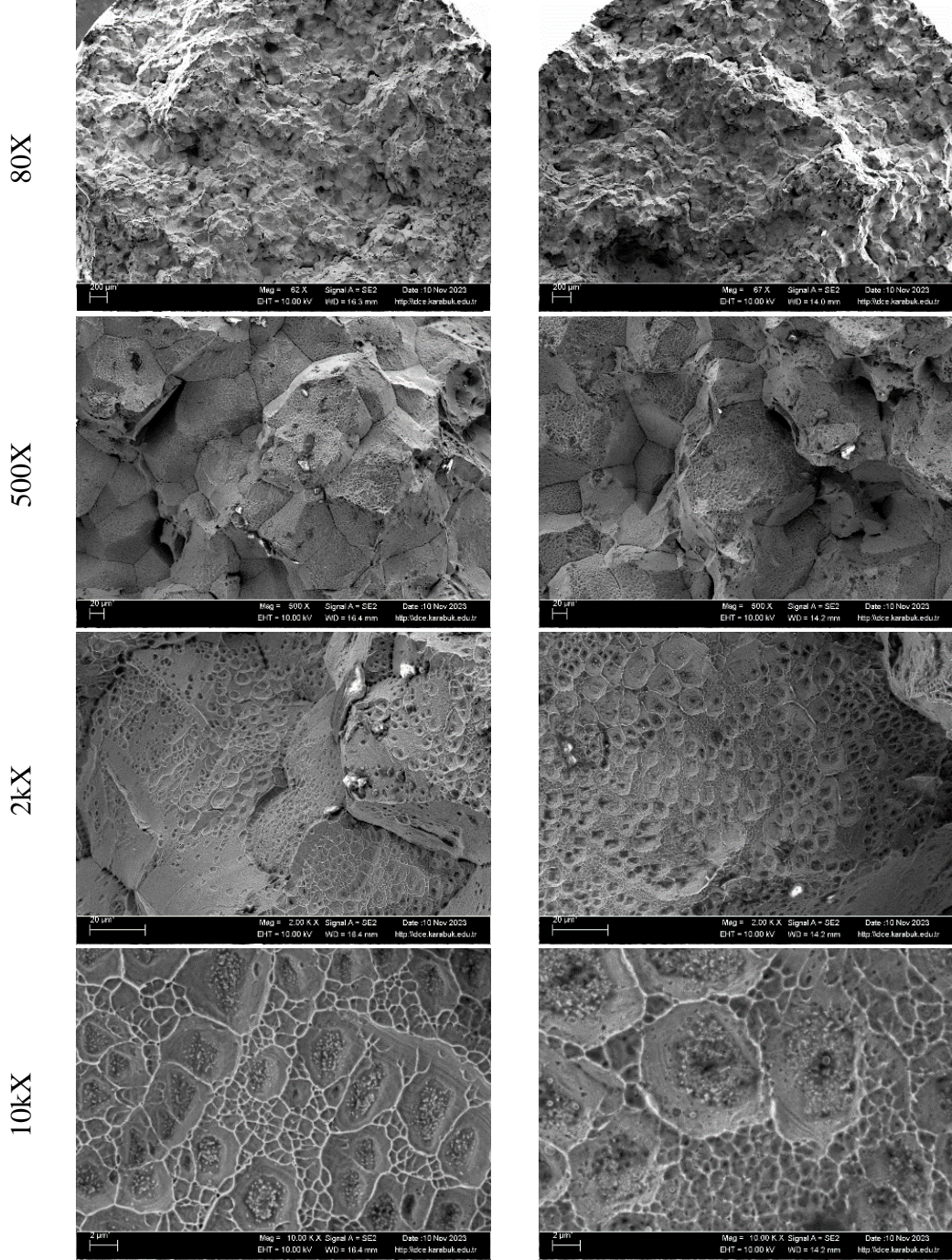
Her iki alaşımında 500X taramalı elektron mikroskop görüntüleri incelendiğinde CuNiSiCo alaşımı CuNi2Si alaşımına nazaran daha az gözeneklilik ve daha düz kırılma morfolojisi gözükmemektedir. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının tane boyutlarında bilindiği gibi CuNiSiCo alaşımının daha ince taneli olmasıyla, boşluk çekirdeklenmesi için daha az potansiyel bölge sağlamaktadır bu da kırılma yüzeyindeki çukurların sayısında bir azalmaya yol açacağı değerlendirilmiştir. Bu değerlendirme sonucunda CuNiSiCo alaşımının yaşlandırma ısıl işleminden sonra CuNi2Si alaşımına göre daha az kopma uzaması göstermesi belirlenmiş bulunmaktadır.

CuNi2Si alaşımının 10 kX taramalı elektron görüntüsü incelendiğinde belirginleşen tane yapısı ve eş eksensel oyuklar (dimples) ile birlikte ince çukurlu desenlere sahip sünek kırılmaları gösterirken, CuNiSiCo alaşımında değişen boyutlarda yırtılma sırtları ve sığ çukurlar gözlemlenmiştir. Sığ çukurların içlerinde çökelen intermetalik fazların varlığı görülmektedir. Çukurlardaki çökeltilerin varlığı, kırılma davranışı üzerinde karmaşık bir etkiye sahip olabildiği düşünülmüştür. Sığ çukurda oluşan çökeltiler, dislokasyonları sabitleme bölgeleri olarak görev yaptığını, tane sınırının kaymasını engellediğini ve plastik deformasyona karşı direnç gösterdiği tespit edilmiştir. Bu durum, sünekliğin azalmasına ve mukavemetin artmasına neden olabildiği ortaya konmuştur [180] [181]. Bu durumu destekleyici bir bulgu olarak, CuNiSiCo alaşımının optimum sürede yaşlandırılmış çekme testi sonuçlarının dövme formunun çekme testi sonuçlarına göre daha mukavemetli olduğu ve sünekliğin azaldığıdır. Aynı zamanda, CuNi2Si alaşımında çukurlara çökelen intermetalik fazların varlığı gözlemlenmediğinden, CuNiSiCo alaşımının CuNi2Si alaşımına göre daha mukavemetli bir malzeme olduğu sonucuna varılmıştır.

Çizelge 8.14. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNi2Si alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri.

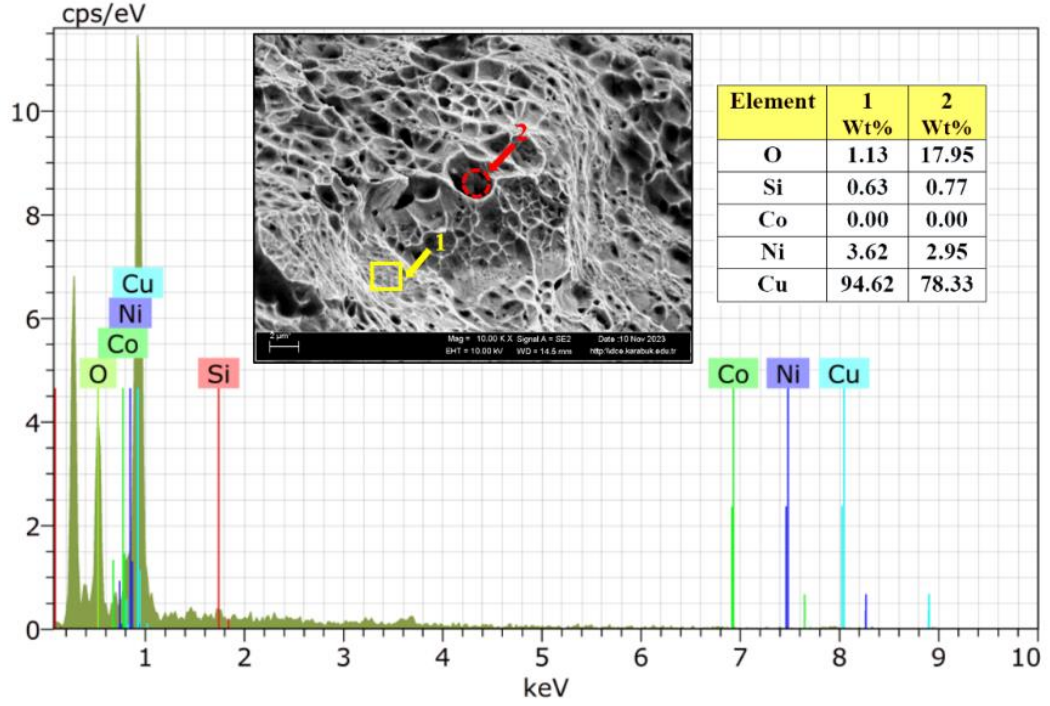


Çizelge 8.15. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNiSiCo alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskop görüntüleri.



500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNi₂Si alaşımının sünek kırılma gösteren 10 kX taramalı elektron mikroskobu görüntüsünün EDX analizi yapıldığında daha ince olan oyukların mevcut olduğu ve 1 ile gösterilen bölgenin ağırlıkça %1.13 O, %0.63 Si, %3.62 Ni ve %94.62 Cu içerdiği belirlenmiştir. Bu bölgenin matrisi ifade ettiği değerlendirilmiştir. Şekil 8.25’de 2 ile gösterilen derin boşluğun EDX analizi

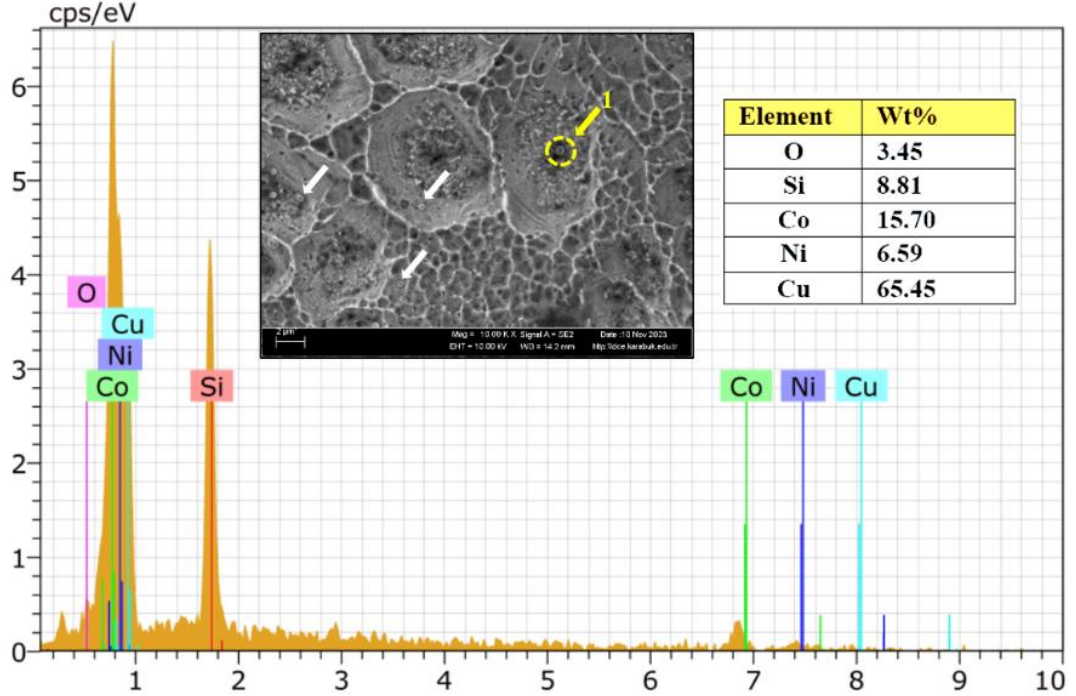
yapıldığında %17.95 O, %0.77 Si, %2.95 Ni ve %78.33 Cu içermektedir. Boşlukta oksijen kirliliğinin yoğun olduğu ve herhangi bir çökelti varlığının tespit edilmediği gözlemlenmiştir.



Şekil 8.25. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNi₂Si alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeyinden alınmış 10kX taramalı elektron görüntüsünün EDX analizi.

CuNiSiCo alaşımının 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış 10kX taramalı elektron mikroskop görüntüsü incelendiğinde sığ çukurların içinde bulunan ve "1" ile gösterilen küresel partiküllere EDX analizi yapıldığında ağırlıkça %3.45 O, %8.81 Si, %15.70 Co, %6.59 Ni ve %65.45 Cu içermektedir. CuNiSiCo alaşımının 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış taramalı elektron mikroskopu görüntüsünde gözükten küresel Co₂Si intermetalik fazların, çekme testi yapılan CuNiSiCo alaşımının kırılma yüzeyinde oluşan sığ çukurlarda gözlemlenmiştir. Yukarıda da bahsedildiği üzere çukurlarda görülen bu Co₂Si intermetalik fazların alaşımda plastik deformasyona karşı direnç oluşturma etkisi yaratarak alaşımın mukavemetini ve tokluğunu artırıcı bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir. Aynı zamanda, sünekliliğin azalmasına neden olarak alaşımın daha kırılğan hale gelmesine katkıda bulunabileceği değerlendirilmiştir. Bu

kompleks etkileşim, yaşlandırma ısı işlemi sonrasında alaşımın mekanik özelliklerinde gözlenen değişiklikleri anlamamıza yardımcı olmaktadır.

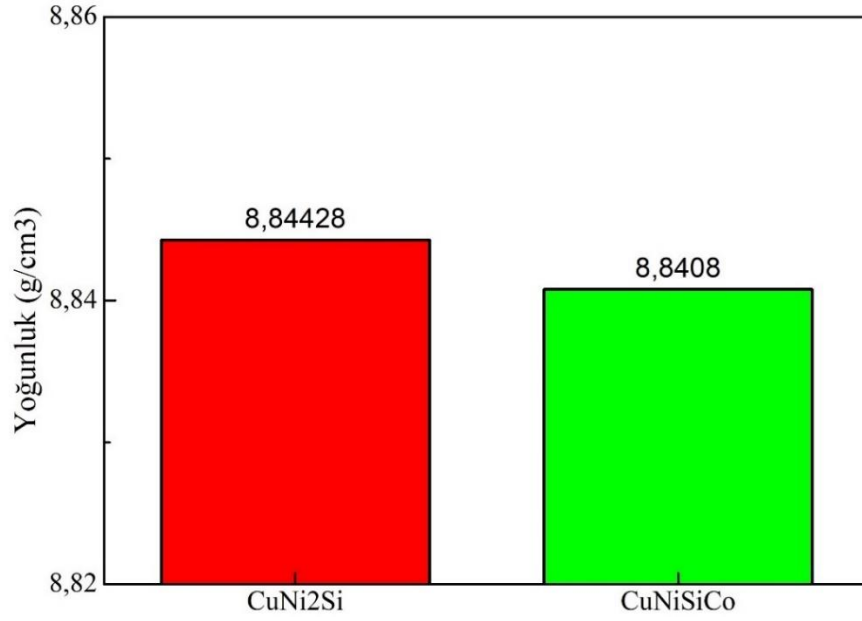


Şekil 8.26. 500°C’de 6 saat yaşlandırılmış CuNiSiCo alaşımının çekme testi sonrası kırılma yüzeyinden alınmış 10kX taramalı elektron görüntüsünün EDX analizi.

8.7. YOĞUNLUK ÖLÇÜM SONUÇLARI

CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının Arşimet prensibi ile yoğunlukları ölçüldüğünde, CuNi₂Si alaşımının 8,8442 gr/cm³ ölçülürken CuNiSiCo alaşımının 8.8408 gr/cm³ ölçülmüştür. Sonuçlara bakıldığında CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha az yoğunlukta olduğu tespit edilmiştir. Genel olarak bakır alaşımlarına kobalt eklenmesi alaşımın yoğunluğunu artırma eğiliminde olduğunu ve bunun nedeninin kobaltın bakırdan daha yüksek bir atom külesine sahip olmasından kaynaklı olduğudur [182]. Fakat dökümde oluşan birincil Co₂Si intermetalik fazların ve yaşlandırma ısı işleminde miktarca fazla olan Co₂Si (kobalt-silisit) çökeltilerin, malzemenin yoğunluğunu azaltmasıdır. Kobalt-silisit içeriği %10'un üzerinde olan bakır alaşımlar, genellikle yoğunluğunu %5'e kadar azaltabilir bu azalma daha düşük yoğunluğa sahip olan Co₂Si intermetalik fazların oluşumuna atfedilir [183].

Aynı zamanda bakır alaşımına kobalt eklemek, alaşımın kristal yapısını da değiştirebilir. Kobalt, bakır ile çözünür ve bu da alaşımın kristal yapısında değişimlere neden olabilir. Örneğin, kobalt ilavesi, alaşımın yüzey merkezli kristal yapısını değiştirerek hegzagonal bir yapıya dönüştürebilir. Hegzagonal bir yapı, yüzey merkezli bir kristal yapıdan daha az yoğun olduğundan yoğunluk düşüşü rastlanmıştır [139].

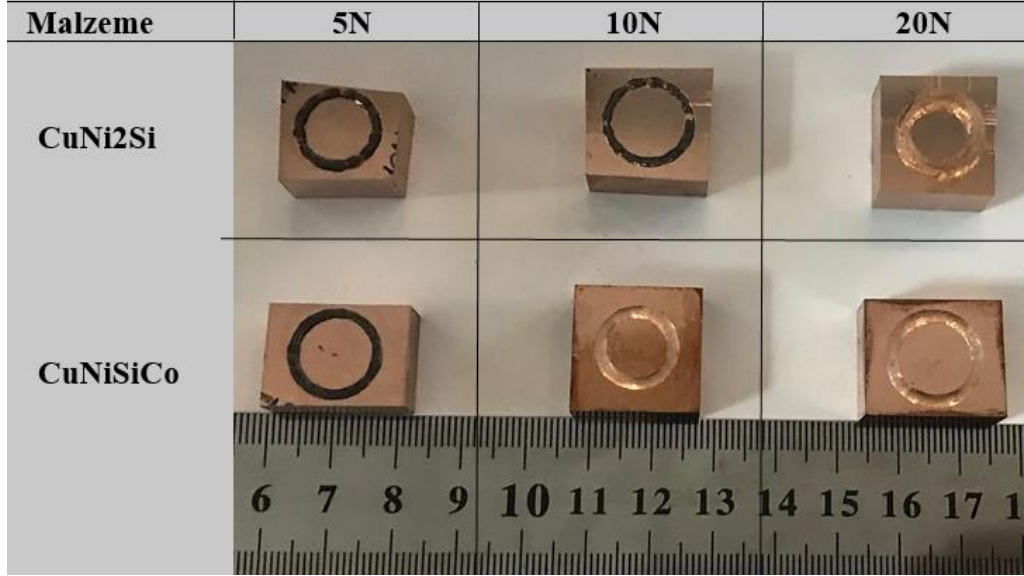


Şekil 8. 27. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının yoğunluk ölçüm değerleri.

8.8. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI

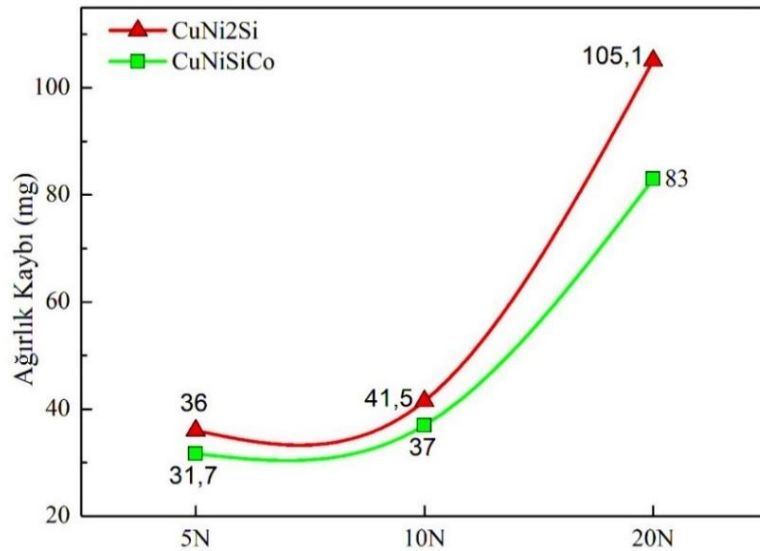
CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının oda sıcaklığında 5N, 10N ve 20N yük altında gerçekleşen aşınmış yüzeylerin makro görüntüsü Çizelge 8.16'da sunulmuştur. Alaşımların aşınmış yüzeylerinden görüldüğü gibi, malzeme yüzeyine uygulanan Newton arttıkça aşınma izi ve çukurunun arttığı gözlemlenmiştir. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının detaylı 3D yüzey topografileri Şekil 8.30 ve Şekil 8.31'de verilmiştir.

Çizelge 8.16. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 5N, 10N ve 20N altında gerçekleşen aşınma yüzeylerinin görüntüleri.



Şekil 8.28'de, CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 5N, 10N ve 20N yük altında gerçekleşen aşınma testlerinden sonra ölçülen ağırlık kayıpları gösterilmiştir. 5 Newton yük altında gerçekleşen aşınma testinde, CuNi2Si alaşımı 36 mg ağırlık kaybederken, CuNiSiCo alaşımında 31.7 mg ağırlık kaybı meydana gelmiştir. 5 Newton yük altında gerçekleşen aşınma testinde CuNiSiCo alaşımı CuNi2Si alaşımına kıyasla %13 daha az ağırlık kaybı yaşadığı hesaplanmıştır. 10 Newton yük altında gerçekleşen aşınma testinden sonra hesaplanan ağırlık kayıpları ölçüldüğünde, CuNi2Si alaşımı 41.5 mg ağırlık kaybı gösterirken, CuNiSiCo alaşımında 37 mg ağırlık kaybı ölçülmüştür. 10 Newton yük altında gerçekleşen aşınma testinde, CuNiSiCo alaşımı CuNi2Si alaşımına kıyasla %12 daha az ağırlık kaybı yaşadığı tespit edilmiştir. Maksimum aşınma yükü olan 20 Newton yük altında yapılan aşınma testinde ise, CuNi2Si alaşımı 105.1 mg ağırlık kaybına uğrarken, CuNiSiCo alaşımında 83 mg ağırlık kaybı meydana gelmiştir. Ölçüm sonuçlarına göre, CuNiSiCo alaşımı %27 daha az ağırlık kaybına uğradığı hesaplanmıştır. Her üç yük altında yapılan aşınma testinde, malzemeye etki eden yükün artmasıyla ağırlık kayıplarının arttığı gözlemlenmiştir. Her iki malzemedede de en fazla ağırlık kaybı, 20 Newton yük altında gerçekleşmiştir. Her üç yük altında yapılan aşınma testinde en az ağırlık kaybı CuNiSiCo alaşımında meydana gelmiştir. CuNiSiCo alaşımının CuNi2Si alaşımına kıyasla daha az ağırlık kaybı göstermesi sertlik ve mukavemet değerlerinden

olduğu değerlendirilmektedir. Optimum yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış CuNi2Si alaşımının sertliği 95 HRB ve çekme mukavemeti 532 MPa iken, CuNiSiCo alaşımının sertliği 99 HRB ve çekme mukavemeti 687 MPa olduğu sonuçlarda belirtilmiştir. Bu çıkarıma göre daha yüksek sertliğe sahip CuNiSiCo alaşımı, aşınma sırasında malzeme içindeki atomlar arası bağların daha güçlü olmasını sağlamış ve aşındırıcı parçacıkların malzemeyi yerinden çıkarmasını zorlaştırmıştır. Mikro küreme ve çizme gibi mekanizmaları, malzeme sertleştikçe daha az etkili kılınmıştır [184]. Mukavemet ise ayrı bir özelliktir. Yüksek ekme mukavemeti, özellikle darbelere veya kesme kuvvetlerine karşı aşınma direncine katkıda sağlamaktadır [185]. Belirtilen bu mekanizmalar sayesinde, CuNiSiCo alaşımı aşınma sırasında daha az ağırlık kaybı yaşamıştır.

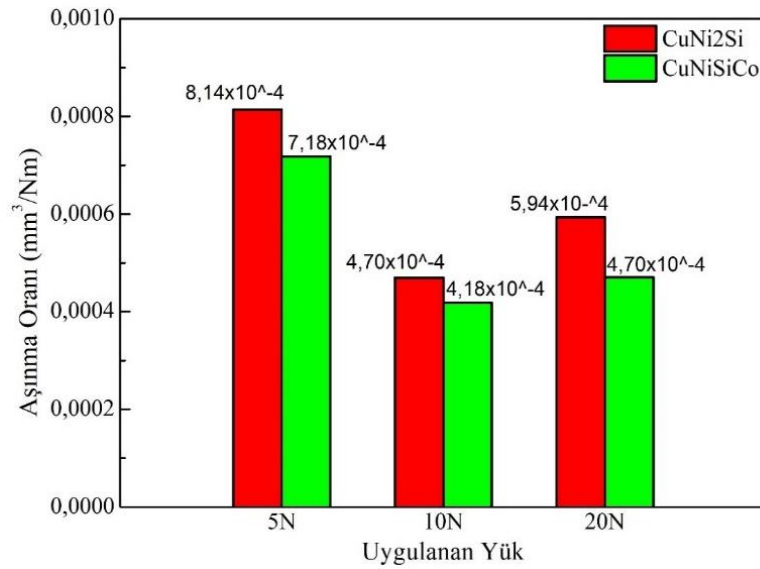


şekil 8. 28.CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının yüke bağlı ağırlık kayıpları.

CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımının ağırlık kayıplarından hesaplanan aşınma hızları grafiği şekil 8.29’da sunulmuştur. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 5 Newton yük altında gerçekleşen ağırlık kaybından hesaplanan aşınma oranlarına bakıldığında CuNi2Si alaşımı $8,14 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ hesaplanırken, CuNiSiCo alaşımında $7,18 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ hesaplanmıştır. 10 Newton yük altında yapılan aşınma testinde ise CuNi2Si alaşımının aşınma hızı $4,70 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ hesaplanırken, CuNiSiCo alaşımının $4,18 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ hesaplanmıştır. Maksimum aşınma yükü olan 20 Newton yük altındaki hesaplanan aşınma hızlarına bakıldığında CuNi2Si alaşımında $5,94 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$

hesaplanırken CuNiSiCo alaşımında $4.70 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ hesaplanmıştır. 5N, 10N ve 20N yük altında gerçekleşen aşınma testlerinden hesaplanan aşınma hızlarına bakıldığında, her iki malzemede de yüke bağlı aynı karakteristik aşınma hızı sergileyerek yük artıkça aşınma hızlarında da azalma eğilimi göstermiştir. En düşük aşınma hızı 10N yük altında gerçekleşmiştir. Hesaplanan aşınma hızlarından şu sonuca varılmaktadır; CuNiSiCo alaşımı CuNi2Si alaşımına kıyasla 5 Newtonda %13, 10 Newtonda %12 ve 20 Newtonda %26 aşınmaya karşı daha dirençli olduğu sonucuna varılmıştır.

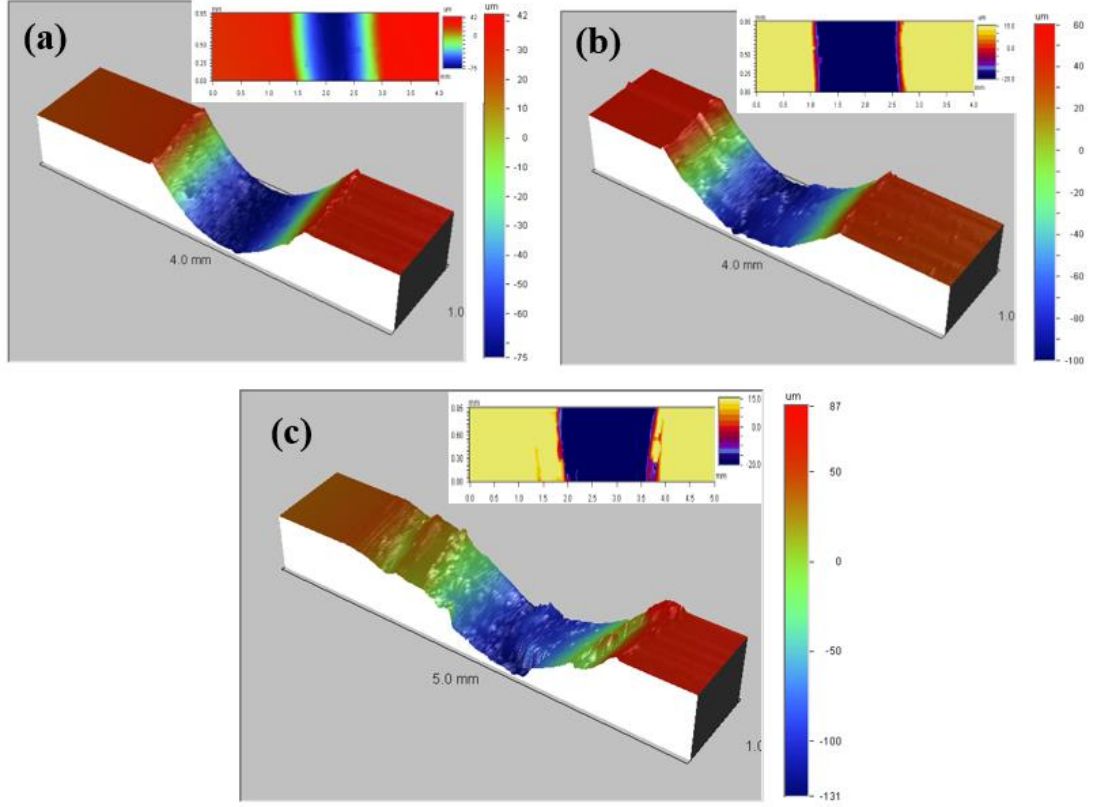
CuNiSiCo alaşımının, CuNi2Si alaşımına kıyasla gösterdiği aşınma direncinin, malzemeye eklenen Co'nun etkisine atfedildiği literatürde görülmektedir. Co elementinin tane inceltme etkisi, çatlakların yayılmasını engelleyerek malzeme kaldırma alanını azaltır ve böylece aşınma direncini artırır. Aynı zamanda, katı çözültü güçlendirmesi ile oluşan Co_2Si intermetalikleri, alaşımın sertlik ve mukavemetini artıran faktörlerin yanı sıra sürtünme sırasında oluşan ısı ile alaşımın aşınmış yüzeyinde oksit filmi oluşmasına da katkıda bulunur [186-188].



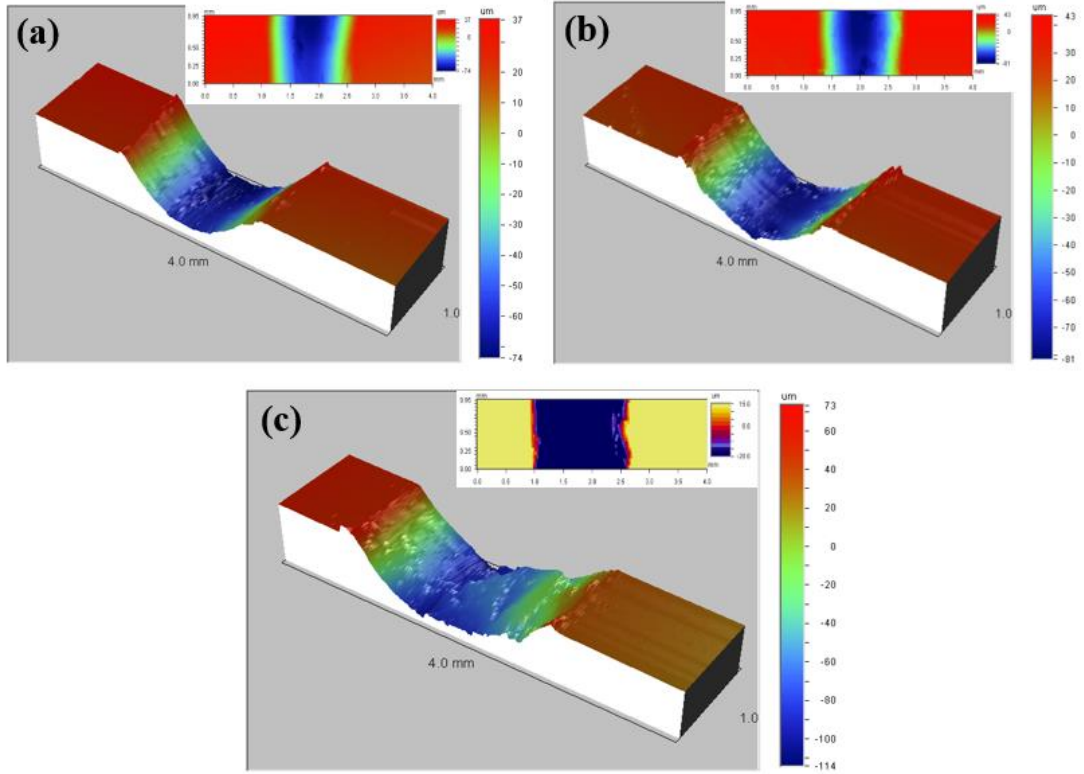
Şekil 8.29. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının ağırlık kaybı grafiklerinden hesaplanan aşınma oranı sonuçları.

CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımının 5N, 10N ve 20N altında gerçekleşen aşınma testi sonrası yüzeylerinin 3D yüzey topografisi Şekil 8.30 ve Şekil 8.31'de sunulmuştur. 3D

yüzey topografyalarında görüldüğü üzere aşınma testinde uygulanan yük arttığında hacim kaybının homojen olarak arttığı gözlemlenmiştir. Gözlemlerin ayrıntılı alan kaybı incelemesi Şekil 8.33’de yapılmıştır.



Şekil 8.30. CuNi₂Si alaşımının (a) 5N, (b) 10N ve (c) 20N altında gerçekleşen aşınma yüzeylerinin 3D yüzey topografisi.

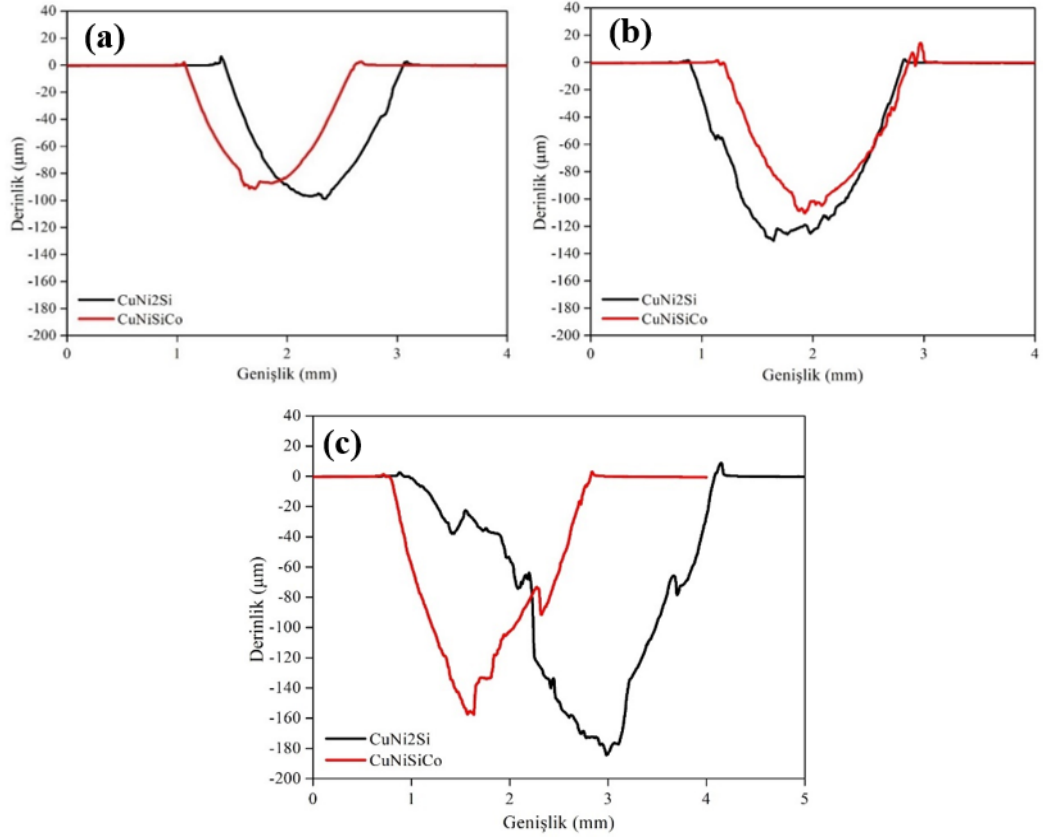


Şekil 8.31. CuNiSiCo alaşımının (a) 5N, (b) 10N ve (c) 20N altında gerçekleşen aşınma yüzeylerinin 3D yüzey topografisi.

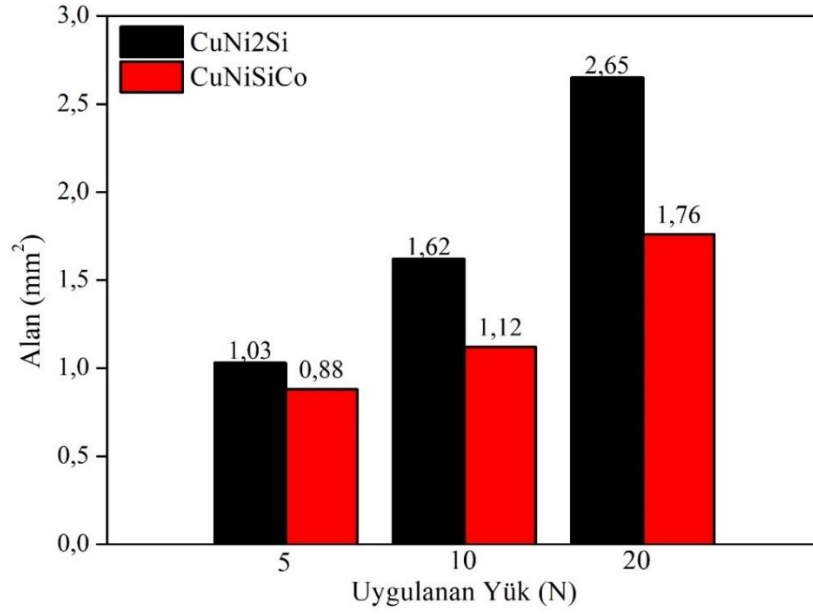
Aşınma testleri sonrasında aşınma izlerinin genişlikleri, derinlikleri ve aşınma alanları belirlenmiştir. Ölçümler her numune için üçer kez tekrarlanmıştır. Şekil 8.32’de CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımının karşılaştırmalı 2 boyutlu aşınma test profilleri verilmiştir. 2 boyutlu test profillerinden hesaplanan aşınma alanları Şekil 8.33’de verilmiştir. Şekil 8.33’de CuNi₂Si alaşımının 5N yük altında 1,03 mm², 10N yük altında 1.62 mm² ve 20N yük altında 2.65 mm² aşınma kaybına uğramıştır. CuNiSiCo alaşımı ise 5N yük altında 0.88 mm², 10N yük altında 1.12 mm² ve 20N yük altında 1.76 mm² aşınma kaybına uğramıştır. Ölçüm sonuçlarına bakıldığında CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına kıyasla 5 N’da %17, 10N’da %44 ve 20N’da %50 daha az aşınma kaybına uğramıştır. Ağırlık kayıplarında da görüldüğü üzere aşınma alanlarından da en az aşınma CuNiSiCo alaşımında gerçekleşmiştir. Profilometre görüntüleri detaylı incelendiğinde tüm aşınma deneylerinde CuNi₂Si alaşımı daha fazla aşınma kaybına uğramıştır. CuNiSiCo alaşımında Co elementinin çukur derinliğini ve aşınma alanını azalttığı görülmektedir. CuNiSiCo alaşımındaki aşınma direnci Co₂Si fazının çeşitli mekanizmalarla aşınma direncini artırmasıdır. Sert Co₂Si parçacıkları aşındırıcı görevi görerek karşı yüzeyin yüzeyinden malzemeyi uzaklaştırır

ve aşınmayı azaltır. Co_2Si fazı alaşımın yüzeyinde koruyucu bir oksit filmi oluşturmaya yardımcı olarak aşınmayı daha da azalttığı değerlendirilmektedir [189]. Aynı zamanda kobaltın güçlendirme etkisi ve sert intermetaliklerin oluşumu, alaşımın yapışmasını ve sonrasında aşınma olasılığını azaltmaktadır [190] [191].

CuNiSiCo alaşımının aşınma sonrası yapılan SEM analizlerinde parça yüzeyinden kopan parçaların yüzeye yapıştığı gözlemlenmiştir (Bkz. Şekil 8.47). Bu sonuçlara göre Co_2Si intermetalik fazının bir miktar abrezif aşınmaya sebep olduğunu göstermektedir.



Şekil 8.32. CuNi_2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının aşınmış yüzeylerinin iki boyutlu profilometre görüntüleri (a) 5N, (b) 10N, (c) 20N



Şekil 8.33. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının aşınmış yüzeylerinin iki boyutlu profilometre görüntülerinden hesaplanan alan ölçümleri.

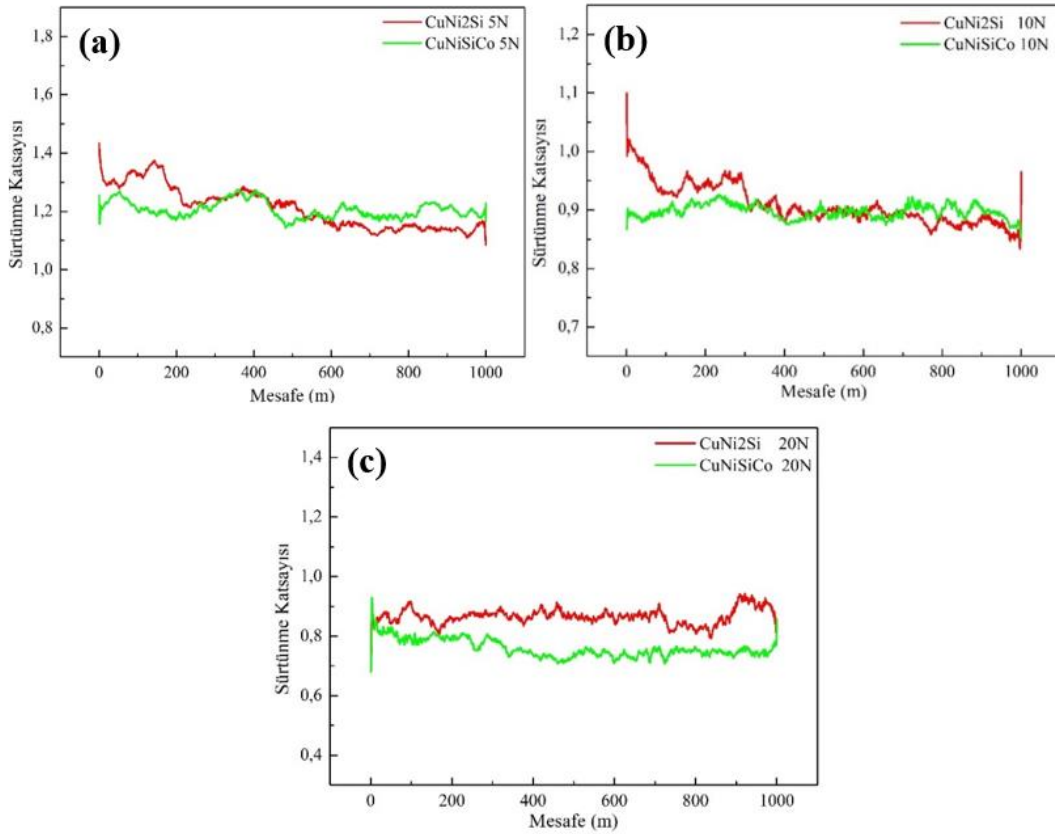
8.8.1. Sürtünme Katsayısı Sonuçları

CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 5N, 10N ve 20N yük altında gerçekleşen 1000 m mesafe boyunca ölçülen sürtünme katsayıları Şekil 8.34’de verilmiştir. 1000 m kayma mesafesi boyunca anlık alınan sürtünme katsayıların ortalaması Şekil 8.35’de sunulmuştur. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 5 Newton yük altında gerçekleşen aşınma testindeki sürtünme katsayı değerlerine bakıldığında 1000metre kayma mesafesi boyunca CuNiSiCo alaşımı homojen bir grafik çizerken, CuNi₂Si alaşımı 600 metreden sonra sürtünme katsayısı verilerinde ciddi düşüş gözlemlenmiştir. Alaşımların 5 Newton yük altında gerçekleşen aşınma sonrası yüzeylerin SEM görüntülerinden de belirtildiği üzere (Bkz. Şekil 8.36, Şekil 8.39) CuNi₂Si alaşımında adhesif aşınma mekanizması yoğunken, CuNiSiCo alaşımında abrasif aşınma mekanizması daha yoğundur. CuNi₂Si alaşımının 600 metreden sonraki sürtünme katsayısının düşmesinin temel mekanizması şu şekilde açıklanır; yüzeyler birbirine doğru kayarken yüzeylerdeki pürüzler veya yüksek noktalar büyük miktarda aşınır. Bu da yüzey pürüzsüzlüğünün artmasına neden olur. Bu daha pürüzsüz yüzeyin, temas alanını ve sürtünme kuvvetlerini azalttığı değerlendirilmiştir [192].

Şekil 8.35’de sunulan 1000 m kayma mesafesi boyunca alınan sürtünme değerlerinin ortalaması alındığında CuNi₂Si alaşımında 1.21218μ iken CuNiSiCo alaşımında 1.20563μ hesaplanmıştır. Bu sonuca bakıldığında CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha düşük sürtünme katsayısına sahip olduğu değerlendirilmiştir. Her iki alaşımın 10 Newton yük altındaki sürtünme katsayıları incelendiğinde, CuNi₂Si alaşımı, 5 Newton yük altında gösterdiği davranış gibi kayma mesafesi arttıkça, 700 metreden sonra sürtünme katsayısında düşüş göstermiştir. Her iki alaşımın 1000 metre kayma mesafesi boyunca ortalama sürtünme katsayıları alındığında, CuNi₂Si alaşımında 0.90846 μ iken CuNiSiCo alaşımında 0.89744 μ hesaplanmıştır. Ortalama sürtünme katsayılarına bakıldığında, CuNiSiCo alaşımı 10N yük altında en düşük sürtünme katsayısı özelliğini sergilemiştir.

CuNiSiCo alaşımının 5 Newton ve 10 Newton yük altındaki düşük sürtünme katsayısını sergilemesi, aşınma testinin başlangıcında ve sonunda aşınma mekanizmasının karakteristik özelliklerini bozmamasından kaynaklanmaktadır. Bu durum, alaşımın stabil bir aşınma mekanizması sergilediği şeklinde değerlendirilmektedir. Aynı zamanda, CuNi₂Si alaşımının kayma mesafesi arttıkça düşen eğilim gösteren düşük sürtünme katsayısı, yüzeyler arasındaki zayıf yapışmayı gösterebilir ve bu durum mantığa aykırı görünebilir. Ancak, bu zayıf yapışma, yüzeylerin tekrar tekrar yapışması ve ayrılması nedeniyle yüksek aşınma oranlarına yol açarak malzemenin çıkarılmasına neden olur [193].

20 Newton yük altında gerçekleşen aşınma testindeki sürtünme katsayıları değerlerine bakıldığında artan yüke bağlı olarak her iki malzemede de stabil sürtünme katsayısı grafiği çizmiştir. Her iki malzemede optimum aşınma mekanizmalarını sergilemiş olup CuNi₂Si alaşımında yüksek sürtünme grafiği elde edilmiştir. Her iki alaşımın da 1000 metre katma mesafesi boyunca ölçülen sürtünme katsayılarının ortalama değerleri alındığında, CuNi₂Si alaşımının 0.86624μ iken CuNiSiCo alaşımının 0.7595μ hesaplanmıştır. Hesaplanan bu sonuca göre CuNiSiCo alaşımı 20 Newton altında %14 daha az sürtünme katsayısı değeri sergilemiştir.

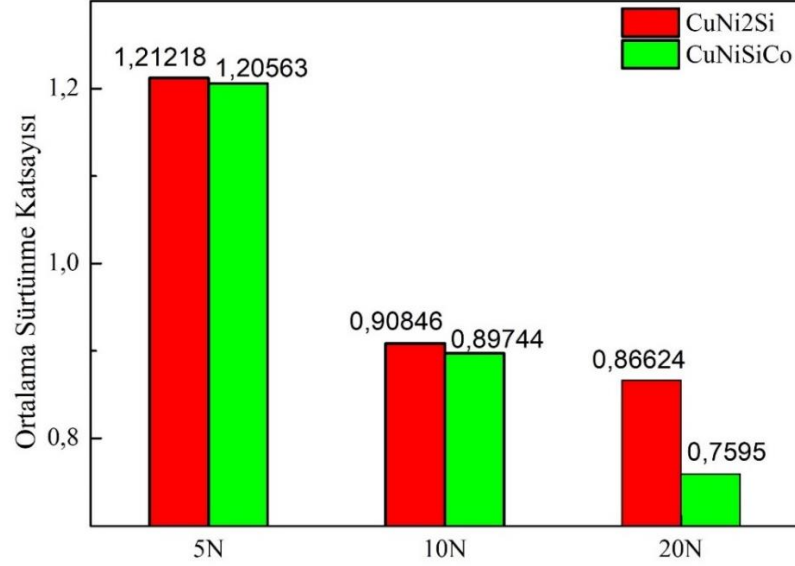


Şekil 8.34. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değerleri (a) 5N, (b) 10N, (c) 20N

Her üç yük altında yapılan aşınma testlerinde CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarına uygulanan yük arttıkça ortalama sürtünme kat sayıları düşmüştür. Alaşımlara uygulanan yük arttıkça, temas eden yüzeylerdeki yüksek noktalar veya pürüzler düzleştirilir veya ezilir, böylece sürtünmeye katkıda bulunan mikroskobik düzensizlikler azalır. Bu düzleştirme işlemi arayüzü yumuşatır, etkin temas alanını azaltır ve sonuç olarak sürtünme katsayısını düşürdüğünü aynı zamanda alaşımların gerçek aşınma mekanizmalarını gösterdiği değerlendirilir [194].

Sürtünme verilerine genel bakıldığında CuNiSiCo alaşımı her üç yük altında CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha düşük sürtünme katsayısı sergilemiştir. CuNiSiCo alaşımının düşük sürtünme katsayısı sergilemesi malzemede bulunan Co₂Si inetermetalik fazının aşınma mekanizmasında tampon görevi gösterdiği SEM görüntülerinde görülmektedir (Bkz. Şekil 8.49). Co₂Si inetermetalik fazı iki yüzey arasında tampon görevi görerek

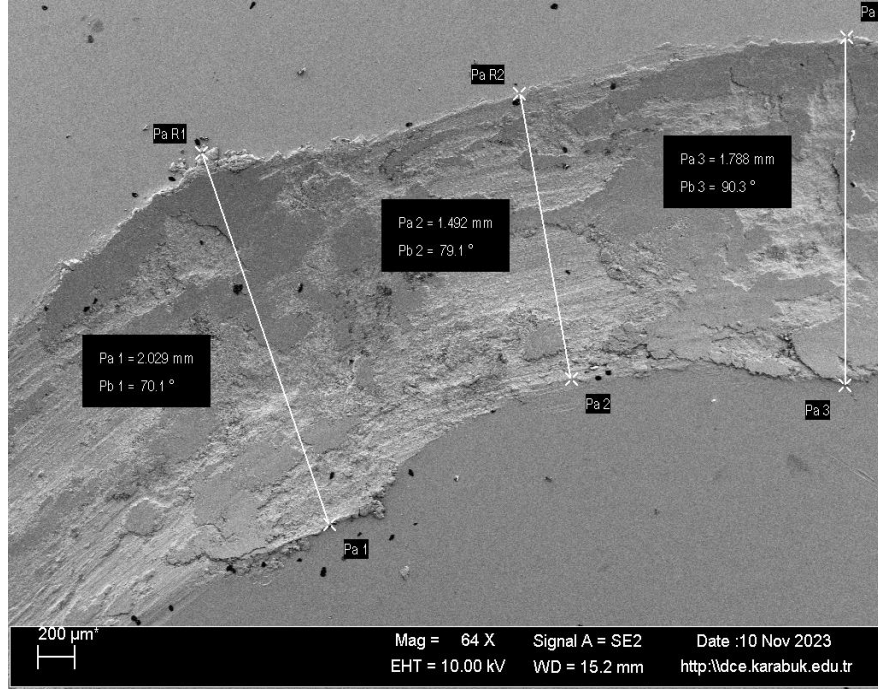
malzeme yüzeyinden partiküllerin kopmasını önler ve daha düz bir aşınma yüzeyi oluşturarak düşük sürtünme katsayısı davranışı gösterdiği sonucuna ulaşılır.



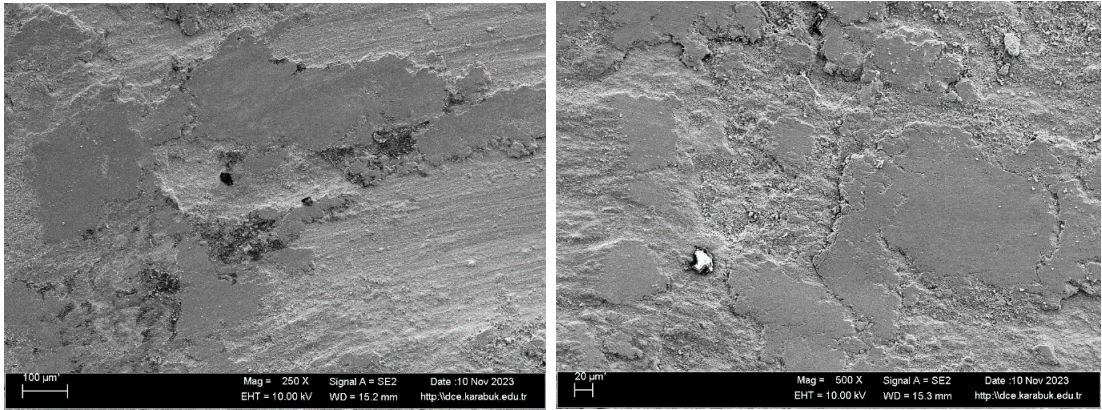
Şekil 8. 35. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının 1000m kayma mesafesinde yüke bağlı ortalama sürtünme katsayıları.

8.8.2. Aşınmış Yüzeylerinin Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile İncelenmesi

CuNi2Si alaşımının 5 Newton altındaki aşınma davranışını incelemek için aşınma izlerinin yüzeyden çekilen taramalı elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 8.36'da sunulmuştur. Şekil 8.36'da verilen 64X taramalı elektron mikroskobu görüntüsünde aşınma genişliği ölçüldü ve ortalama aşınma genişliği 1.769mm hesaplandı. Şekil 8.37'de de görüldüğü üzere, CuNi2Si alaşımının 5N yük altındaki aşınma davranışlarına bakıldığında, aşınma birikintilerinin oluştuğu adhesif aşınma mekanizması gözlemlenmiştir.



Şekil 8.36. CuNi₂Si alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 64X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve aşınma iz genişliğinin ölçümü.



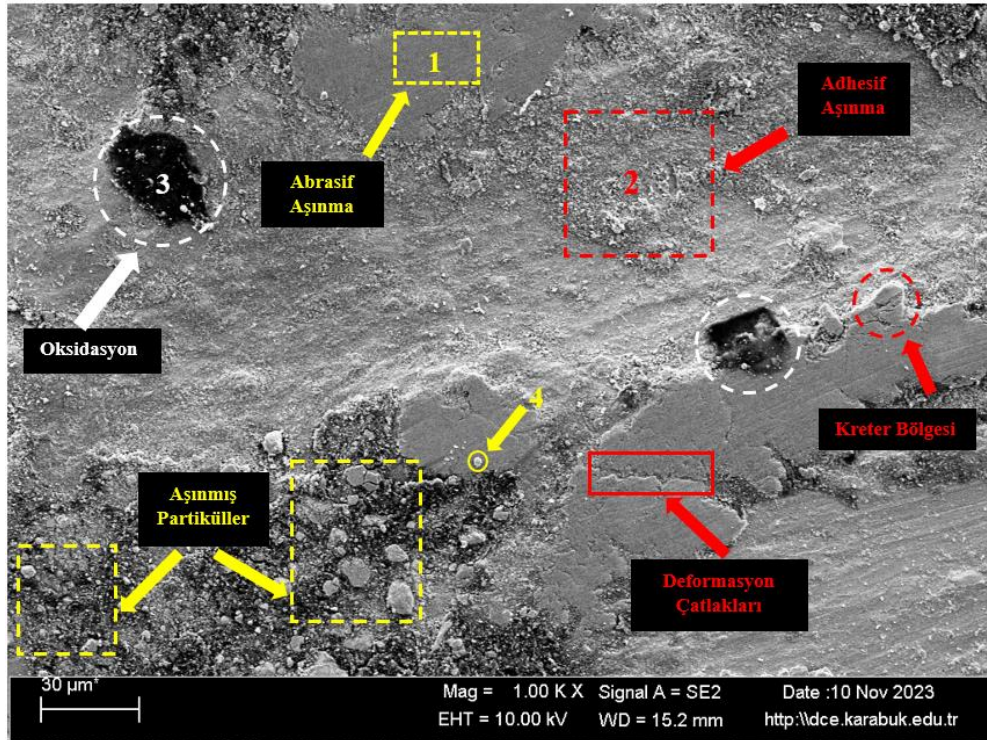
(a)

(b)

Şekil 8.37. CuNi₂Si alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma izinin (a) 250X (b) 500X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüleri.

Şekil 8.38’de CuNi₂Si alaşımının 1kX büyütmede ki taramalı elektron mikroskobu görüntüsü sunulmuştur. Taramalı elektron görüntüsü incelendiğinde 64X büyütmedeki görüntüde de görüldüğü üzere yoğun adhesif aşınma mekanizması davranışı göstermiştir.

Aynı zamanda malzeme yüzeyi ile karşıt yüzey arasında yüksek stres ve gerilme kuvvetleri meydana gelerek alaşımın dayanıklılığını aşarak deformasyon çatlakların oluşmasına yol açmıştır. Görüntüde çok az miktarda kreter bölgesi meydana gelmiştir. Şekil 8.38’de 1 ile gösterilen abrasif aşınma bölgesine yapılan EDX analiz sonucunda ağırlıkça %0.59 Si, %4.49 Ni ve %94.59 Cu içermektedir. 1 ile gösterilen bölgenin matrisi ifade ettiği tespit edilmiştir. 2 ile gösterilen yoğun adhesif aşınmanın meydana geldiği bölgenin EDX analiz sonucunda ağırlıkça %3.60 O, %0.51 Si, %0.08 Cr, %0.89 Fe, %4.62 Ni ve % 90.12 Cu içermektedir. EDX analiz sonucuna bakıldığında bölgede SiO₂ ve Ni₂O₃ oksit tabakasının oluştuğu değerlendirilmektedir. Bölgedeki %0.89 Fe içermesi karşıt yüzeyden malzeme yüzeyine malzeme transferi olduğu göz önünde bulundurulmaktadır. Yüzeyde görünen 3 ile gösterilen siyah bölgenin sonradan oluşan kirlilik olduğu EDX analizinde yüksek karbon ve oksijen içermesinden belirlenmiştir. Aşınma izinde yüzeye yapışan 4 ile gösterilen partiküle EDX analizi yapıldığında ağırlıkça %1.92 Si, %2.85 Ni ve %95.12 Cu içerdiği tespit edilmiştir. Bu partikülün yüksek silisyum konsantrasyonundan dolayı Ni₂Si intermetalığı olduğu değerlendirilmektedir.

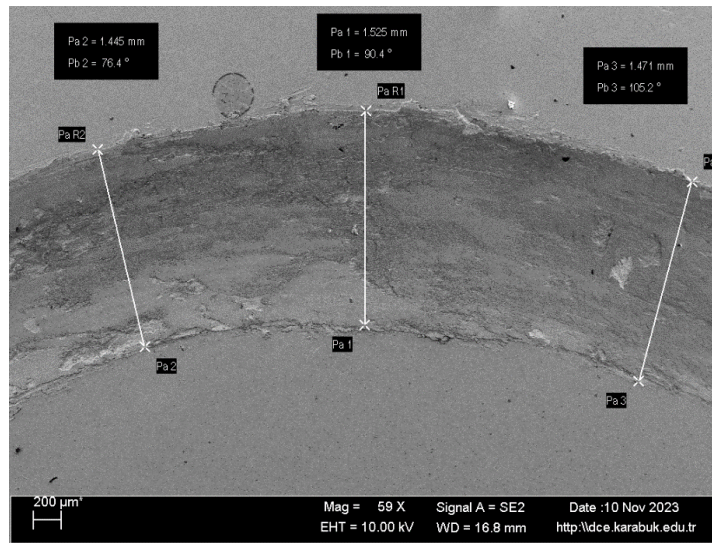


Şekil 8.38. CuNi₂Si alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 1kX büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

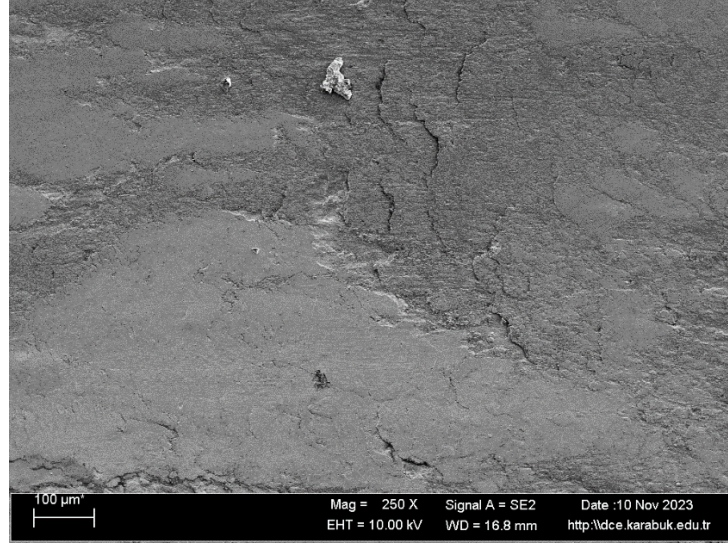
Çizelge 8.17. CuNi₂Si alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki Şekil 8.38'de seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.

Spectrum	C	O	Si	Cr	Fe	Ni	Cu
1	0.00	0.15	0.59	0.00	0.18	4.49	94.59
2	0.18	3.60	0.51	0.08	0.89	4.62	90.12
3	40.27	14.50	0.47	0.32	0.33	1.89	42.22
4	0.01	0.08	1.92	0.00	0.02	2.85	95.12

CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altındaki aşınma davranışını incelemek için aşınma izinin yüzeyden çekilen taramalı elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 8.39 ve Şekil 8.40'da sunulmuştur. Şekil 8.39'da verilen 59X taramalı elektron görüntüsünde farklı bölgelerden 3 aşınma genişliği ölçüldü ve ortalaması alındı. CuNiSiCo alaşımının ortalama aşınma genişliği 1.480 mm hesaplandı. CuNi₂Si alaşımında ise ortalama aşınma genişliği Şekil 8.36'da 1.769 mm hesaplanmıştı. Hesaplamalar sonucunda CuNi₂Si alaşımı CuNiSiCo alaşımına kıyasla 0,289 mm daha geniş bir aşınma genişliğine mevcut olduğunu ve aşınma kaybı sonuçlarından da görüldüğü üzere daha fazla aşınma kaybına uğradığı bu hesaplamadan da desteklendi. Şekil 8.40'da CuNiSiCo alaşımının yoğun olarak abrasif aşınma mekanizmasının olduğu gözlemlendi. Şekil 8.40'deki 250X büyütmedeki taramalı elektron görüntüsü incelendiğinde büyük ölçülerde kreterlerle birlikte bir miktar adhezyon gözlemlendi. Alaşımın yüzeyinden kopan parçacıkların yeniden yüzeye yapışmasıyla, aşınmanın ilerlemesini yavaşlattığı düşünülmektedir.



Şekil 8.39. CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 59X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve aşınma iz genişliğinin ölçümü.

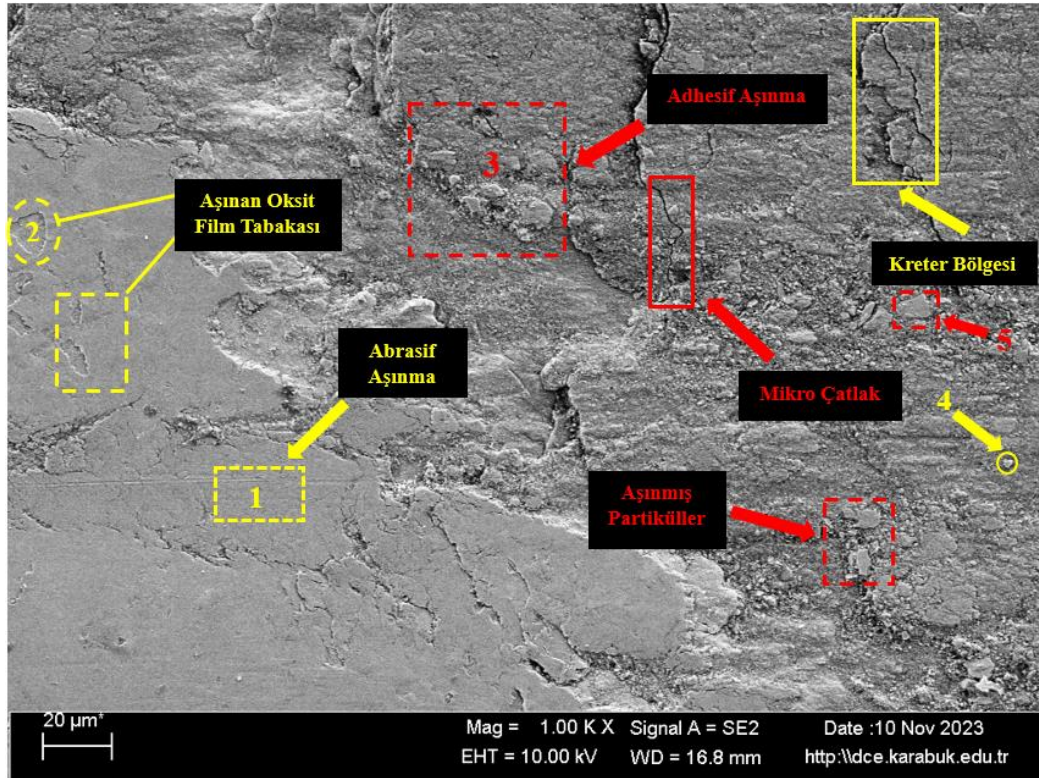


Şekil 8.40. CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 250X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

Şekil 8.41’de CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 1 kX taramalı elektron görüntüsü sunulmuştur. Taramalı elektron görüntüsü incelendiğinde malzemede abrasif aşınmanın yoğun olduğu ve aynı zamanda adhesif aşınmanın meydana geldiği görülmüştür. Abrasif aşınmanın olduğu bölgede 1 ile gösterilen bölgenin EDX analizi yapıldığında ağırlıkça %2.21 O, %0.51 Si, %0.89 Co, %3.54 Ni, %92.77 Cu içermektedir. Bölgenin matrisi ifade ettiği ve aynı zamanda yüzeyde bir miktar CoO ve Ni₂O₃ oksit film tabakasının olduğu değerlendirilmektedir. Aynı zamanda 2 ile gösterilen bölgede yüzeye yapışan düz ve pürüzlü oksit tabakaları gözlemlenmektedir. Çizelge 8.18’de 2 ile gösterilen bölgenin EDX analizinde ağırlıkça %14.74 O, %1.65 Si, %2.21 Co, %2.81 Ni, %78.32 Cu içermektedir. Oluşan bu oksit tabakalarının CoO, SiO₂ ve Ni₂O₃ gibi oksijenle kolayca reaksiyona giren stabil katmanlar olduğu değerlendirilmektedir. Aynı zamanda CuNiSiCo alaşımının yaşlandırılmış SEM görüntüsünde (Bkz. Şekil 8.19) yoğun miktarda matrise çökelmiş Ni₂Si intermetalik fazının varlığı oksit filmlerin stabilitesini ve yapışmasını destekleyerek aşınma direncinin arttırdığı değerlendirilmektedir [195][196]. Malzemede adhesif aşınmanın meydana geldiği 3 ile gösterilen bölgenin EDX analizinde ağırlıkça %9.98 O, %0.37 Si, %0.46 Fe, %1.28 Co, %3.67 Ni ve %81.98 Cu içermektedir. 3 ile gösterilen bu bölgede de yoğun oksit film tabakasının olduğu değerlendirilmektedir. Adhesif aşınma mekanizması ile malzeme yüzeyine çok az

miktarda Fe transferi olduğu sonucuna varılmıştır. Şekil 8.41’de 4 ve 5 ile gösterilen aşınmış partiküllerin EDX analizinde ise ortalama ağırlıkça %0.56 Si, %0.54 Co, %2.88 Ni ve %95.78 Cu içermektedir. Bu partiküllerin CoSi, Ni₂Si intermetalik fazların içerdiği incelenmektedir. Genel olarak CuNiSiCo alaşımında oluşan kobalt oksit filmler tipik olarak alttaki metal alt katmana göre daha sert olduğundan, aşınan yüzey ile aşındırıcı parçacıklar arasında bir bariyer görevi görerek alttaki malzemenin doğrudan temasını ve çıkarılmasını önlemiştir. Bu durum, 5 Newton yük altında CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına kıyasla aşınmaya daha dirençli olduğu sonucuna varılmıştır [197].

CuNiSiCo alaşımının Co₂Si intermetalik fazlarıyla güçlendirilmiş yüksek sertlik ve mukavemeti, aşındırıcı parçacıkların malzemenin yüzeyine çarptıklarında oluşturdukları basınç ve sürtünme nedeniyle aşınma yüzeyinde çeşitli deformasyon izlerine yol açtığı görülmektedir. Bu izler, malzemenin aşınma izinde büyük kreter bölgelerinin oluşmasına neden olmuştur. Bu büyük kreter bölgesi, CuNiSiCo alaşımının plastik deformasyona karşı gösterdiği direncin bir göstergesi olarak değerlendirilmiştir [198].

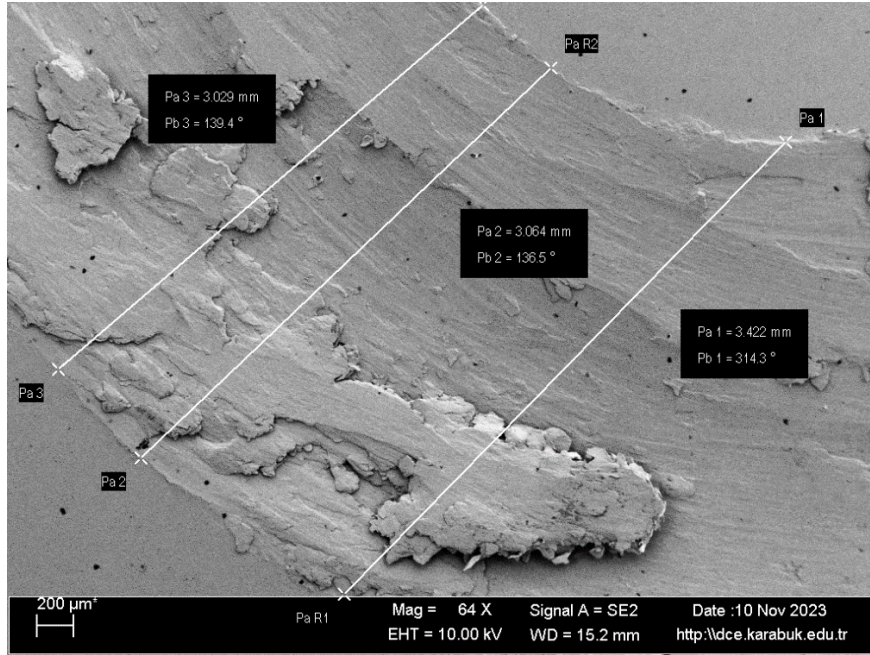


Şekil 8.41. CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 1kX büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

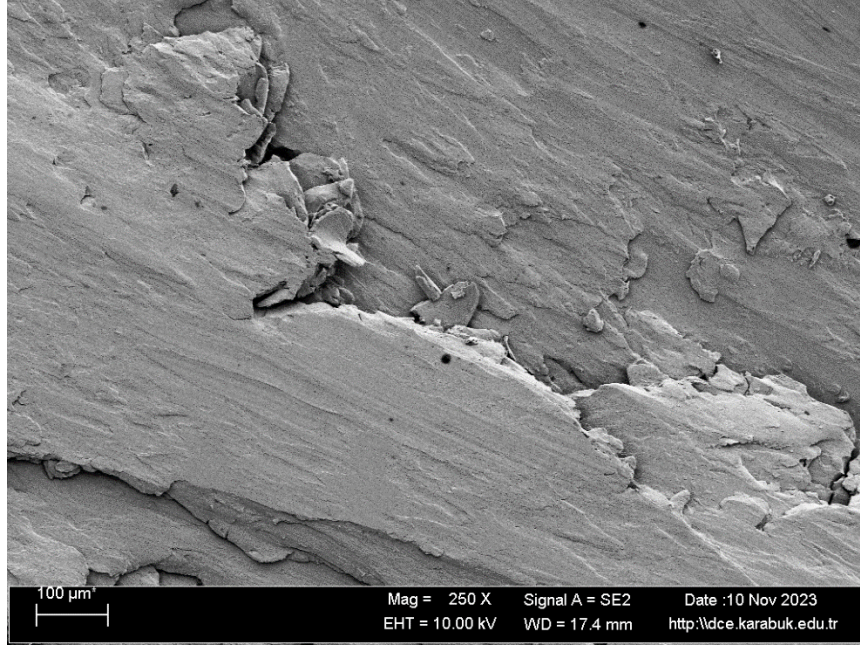
Çizelge 8.18. CuNiSiCo alaşımının 5 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki Şekil 8.41'de seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.

Spectrum	C	O	Si	Cr	Fe	Co	Ni	Cu
1	0.00	2.21	0.51	0.08	0.00	0.89	3.54	92.77
2	0.22	14.74	1.65	0.00	0.05	2.21	2.81	78.32
3	2.26	9.98	0.37	0.00	0.46	1.28	3.67	81.98
4	0.32	0.03	0.50	0.00	0.02	0.31	2.52	96.30
5	0.01	0.05	0.62	0.00	0.01	0.78	3.25	95.28

CuNi₂Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 64X ve 250X taramalı elektron görüntüleri aşağıda sırasıyla Şekil 8.42 ve Şekil 8.3'de sunulmuştur. CuNi₂Si alaşımının 64X büyütmedeki SEM görüntüsünün 3 farklı bölgesinden ölçülen aşınma genişliğinin ortalaması 3.171mm olarak hesaplanmıştır. CuNi₂Si alaşımının 20N altında gerçekleşen aşınma izinde büyük çiziklerin ve oyukların olduğu abrasif aşınmanın meydana geldiği ve bir miktar yapışmaların olduğu adhezyon gözlemlenmektedir.



Şekil 8.43. CuNi₂Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 64X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve aşınma iz genişliğinin ölçümü.



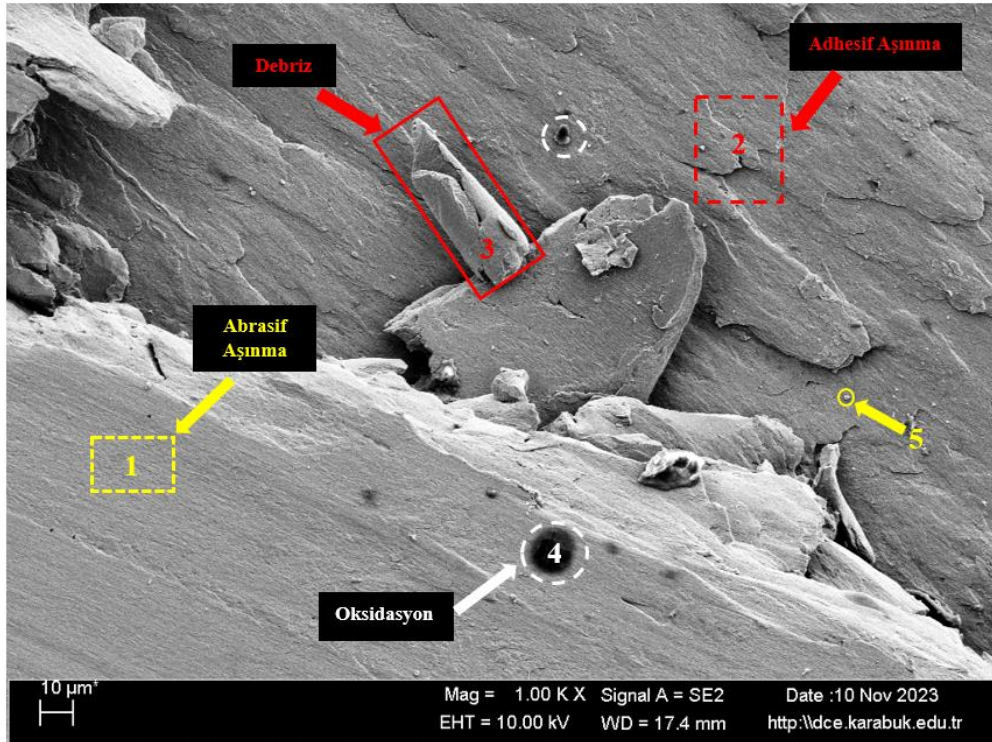
Şekil 8.44. CuNi₂Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 250X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

CuNi₂Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma izinin 1kX taramalı elektron görüntüsü Şekil 8.44’de sunulmuştur. Şekil 8.44’de abrazif aşınmanın meydana geldiği 1 ile gösterilen bölgenin %0.6 O, %0.64 Si, %5.55 Ni ve %93.20 Cu içerdiği Çizelge 8.19’da verilmiştir. Bu bölgenin matrisi ifade ettiği ve % 0.6 oksijen olması yüzeyde ince bir oksit film tabakası oluşturduğu öngörülmektedir. 2 ile gösterilen adhesif aşınma bölgesinde ağırlıkça %1.04 O, %0.48 Si, %0.56 Fe, %6.33 Ni, ve %89.38 Cu içermektedir. Adhesif aşınmanın baskın olduğu bölgede malzeme transferinin gerçekleştiği ve yüzeyde 1 ile gösterilen bölgeden daha fazla oksijen içermesi 2 ile gösterilen bölgenin daha kalın bir oksit film tabakasının varlığı değerlendirilmektedir. Malzeme yüzeyinde aşınma sırasında kopan büyük aşınma döküntüsünün (Debriz) oluştuğu gözlemlenmektedir. 3 ile gösterilen debrizin EDX analizi yapıldığında ağırlıkça %0.43 Fe içerdiği gözlemlendi. Aşınma sırasında karşıt yüzey olan bilye alaşımından CuNi₂Si alaşım yüzeyine önemli miktarda malzeme transferinin olduğu ve bu malzeme transferinin yüzeyler arasında daha fazla basınca neden olarak aşındırıcı parçacıklar tarafından daha büyük malzemenin uzaklaştırılmasına yol açtığı, 3 ile gösterilen aşınma döküntüsünden bu sonuca varılmıştır. Malzeme yüzeyinde 4 ile gösterilen siyah bölgenin aşınma testi sonrasında

oluştugu ve aşınma ile herhangi bir bağlantısının olmadığı ve kirlilik olduğu EDX analizinde yüksek karbon ve oksijen değerlerinden tespit edilmiştir.

Şekil 8.44'de adhesif aşınmanın meydana geldiği bölgede yüzeye dağılmış şekilde beyaz küçük partiküllerin varlığı gözlemlenmiştir. 5 ile gösterilen bu partiküle EDX analizi yapıldığında ağırlıkça %0.85 Si, %2.11 Ni ve %97.01 Cu içerdiği tespit edilmiştir. CuNi₂Si alaşımının yaşlandırma ısıl işlemi sonrası SEM görüntüsünden de görüldüğü gibi (Bkz. Şekil 8.18) bu partikülün Ni₂Si intermetalığı olduğu değerlendirilmektedir.

Genel olarak, CuNi₂Si alaşımının 1 kX taramalı elektron mikroskobu görüntüsüne bakıldığında; plastik deformasyon ve kırılma, kayan yüzeyler arasında önemli miktarda malzeme transferi ve aşınma döküntüsü oluşumu ile karakterize edilmiştir. Plastik deformasyon miktarı ve yüksek aşınma oranı, abrasif aşınma bölgelerinde oksit tabakası oluşumunu engellemiştir. Malzeme, kendisinden daha sert olan partiküllerle basınç altında etkileşip sert partikülün malzeme yüzeyinden parça koparmasıyla aşınma miktarının arttığı değerlendirilmektedir.

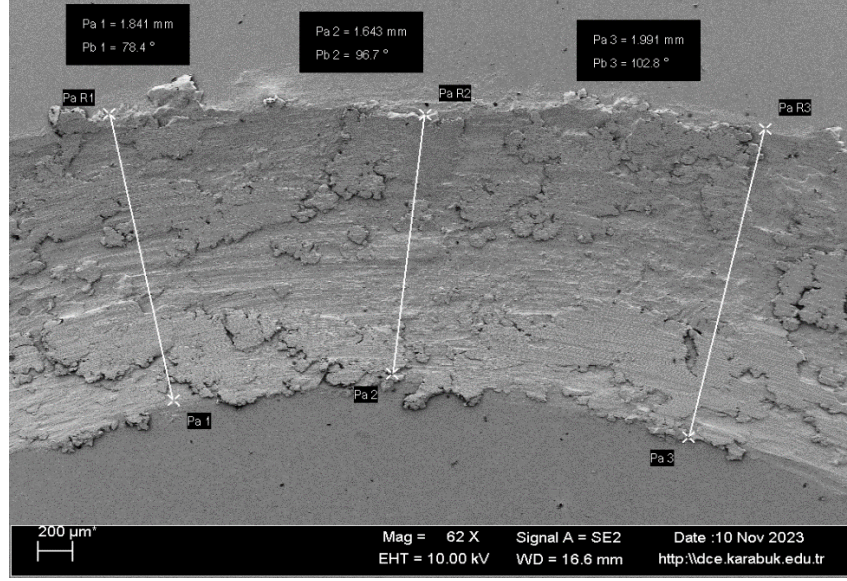


Şekil 8.45. CuNi₂Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 1kX büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

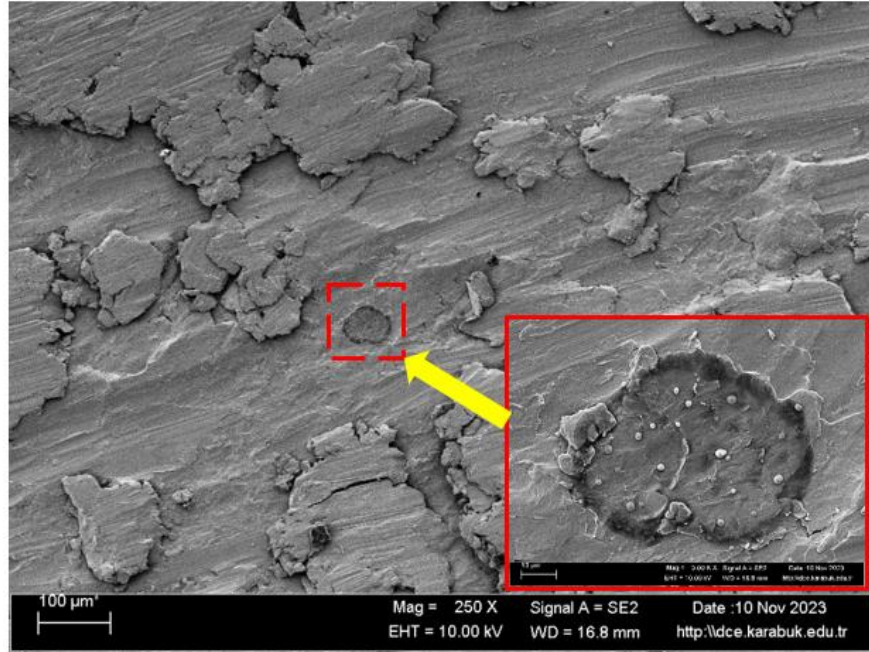
Çizelge 8.19. CuNi₂Si alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki Şekil 8.44'te seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.

Spectrum	C	O	Si	Cr	Fe	Ni	Cu
1	0.00	0.61	0.64	0.00	0.00	5.55	93.20
2	2.21	1.04	0.48	0.00	0.56	6.33	89.38
3	1.02	0.73	0.38	0.00	0.43	5.56	91.88
4	43.26	24.78	0.00	0.00	0.00	2.54	29.42
5	0.00	0.03	0.85	0.00	0.00	2.11	97.01

CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 62X ve 250X taramalı elektron görüntüleri aşağıda sırasıyla Şekil 8.46 ve Şekil 8.46'da sunulmuştur. CuNiSiCo alaşımının 62X büyütmedeki SEM görüntüsünün 3 farklı bölgesinden ölçülen aşınma genişliğinin ortalaması 1.825 mm olarak hesaplanmıştır. CuNi₂Si alaşımının ise 20 Newton altında aşınma genişliği yukarıda 3.171 mm olarak hesaplanmıştır. CuNi₂Si alaşımı CuNiSiCo alaşımına kıyasla 1.346 mm daha fazla aşınma genişliğine sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu sonucun aşınmadaki ağırlık ve alan kayıpları sonucu ile doğru orantılı olup CuNi₂Si alaşımının daha fazla aşınmaya uğradığı sonucuna varılmıştır. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma izi incelendiğinde adhesif aşınmanın baskın olduğu, kopan parçaların yüzeye tekrar sıvandığı gözlemlenmiştir. Sıvanmalar aşınma izlerinin köşelerinde birikmiş kenarlarda fark edilebilmektedir. Aşınma izinin köşe bölgelerinde sıvanmaların daha fazla mevcut olduğu ve sıvanma sayesinde aşınma genişliğinin artmadığı değerlendirilmektedir [199].



Şekil 8.47. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 64X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü ve aşınma iz genişliğinin ölçümü.

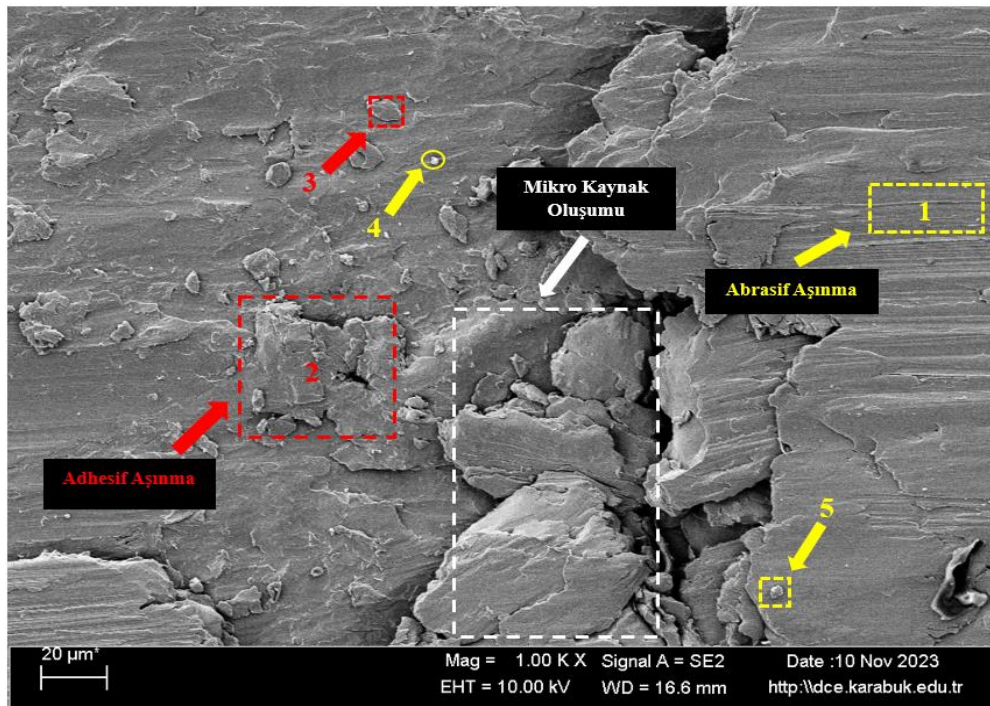


Şekil 8.48. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 250X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma izinin 1kX taramalı elektron görüntüsü Şekil 8.47’de sunulmuştur. Malzeme yüzeyinde 1 ile gösterilen yoğun abrasif aşınmanın meydana geldiği bölgenin EDX analizi yapıldığında %2.01 O, %0.42 Si, %0.64 Co, %4.50 Ni ve %91.78 Cu içermektedir. 1 ile gösterilen bu

bölgenin yoğun oksit içermesinden kaynaklı CoO, Co₃O₄ ve Ni₂O₃ oksit film tabakaların oluştuğu değerlendirilmektedir. Malzemede yoğun adhesif aşınma mekanizmasıyla birlikte temas eden iki yüzey arasında sürtünme ile meydana çıkan ısı, aslında iki yüzey arasında bir mikro kaynak oluşmasına sebep olduğu saptanmıştır. Oluşan bu mikro kaynak sebebiyle yüzeylerde oluşan kopmalar ve çukurlaşmalar iki yüzeyin birbirine teması ve hareketi devam ettiği sürece devam ederek aşınma süresince malzeme kaybının önüne geçildiği tespit edilmiştir [200]. Şekil 8.47'de 2 ile gösterilen adhesif aşınma bölgesine yapılan EDX analiz sonucunda ağırlıkça %1.12 O, %0.36 Si, %0.42 Co, %4.97 Ni ve %91.36 içerdiği bulunmuştur. Adhesif aşınma bölgesinde oksit filmlerin varlığı yapılan EDX analizi sonucunda tespit edilmiştir. Adhesif aşınma bölgesinde oluşan bu oksit filmlerin yüzey pürüzlülüğünü artırarak iki yüzey arasındaki gerçek temas alanını azaltarak oluşan yapışkan bağlantı noktalarını en aza indirir ve malzeme aktarımını azalttığı sonucuna varılmıştır. Aşınma izinde 3 ile gösterilen bölgenin Çizelge 8.20'de EDX analizi incelendiğinde Co₂Si intermetalik fazı içerdiği saptanmıştır. Şekil 8.47'de 4 ile gösterilen beyaz partikülün EDX analizi yapıldığında partikül ağırlıkça %9.05 O, %1.14 Si, %6.32 Ni ve %79.69 Cu içermektedir. Bu beyaz partikülün SiO₂, Ni₂O₃ ve NiO olduğu değerlendirilmektedir. Aşınma izinde 5 ile gösterilen yüzeye yapışmış partikülün EDX analizinde ise ağırlıkça %1.02 O, %0.53 Si, %1.06 Co, %2.63 Ni ve %94.37 Cu içinde barındırmaktadır. 5 ile gösterilen partikülün Co₂Si intermetalik fazı içerdiği ve yüzeyinde CoO ve NiO oksit film içerdiği belirlenmiş bulunmaktadır. Genel olarak CuNiSiCo alaşımının 20 Newton yük altında altında gerçekleşen aşınma izinde adhesif aşınma mekanizması ile birlikte yüksek konsantrasyonda oluşan oksit filmler (özellikle CoO ve Ni₂O₃) genellikle alttaki metalden daha serttir ve aşınmaya daha dayanıklıdır [201] [202]. Bu artırılmış sertlik, aşınma sırasında malzemenin aşınmasına karşı direnmeye yardımcı olur ve alaşımın aşınma direncini daha da artırır. Bununla birlikte CuNiSiCo alaşımında Co elementi varlığı ile aşınma sırasında CoO oksit filmlerinin oluşumunun yanı sıra aşınma direncini önemli ölçüde arttırdığı değerlendirilmiştir. CoO filmlerinin yüksek sertliği ve iyi yapışması, aşınma sırasında malzeme kaybının minimuma indirmesinde katkıda bulunduğu elde edilmiştir [203] [204].

CuNiSiCo alaşımını y¼ke bağlı olarak aşınma izleri kıyaslandığında, malzeme 5 Newton y¼k altında abrasif aşınma mekanizması sergilerken 20 Newton y¼k altında adhesif aşınma mekanizmasının daha yoğun olduğu gözlemlenmiştir. Malzeme d¼ř¼k y¼kler altında abrasif partik¼ller malzeme y¼zeyini çizerek ve aşındırarak aşınma oluştururken y¼k arttıkça, y¼zeyler arasındaki temas kuvveti ve çekim kuvveti armasıyla adhesif aşınmanın daha belirgin hale gelmesine yol ağmıştır [205] [206]. Y¼ksek y¼kler altında malzeme y¼zeylerinin birbirine yapışma eğilimi artmasıyla adhesif aşınma mekanizmasını gösterdiği tespit edilmiştir.



şekil 8.49. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma y¼zeyinin 1kX b¼y¼tmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

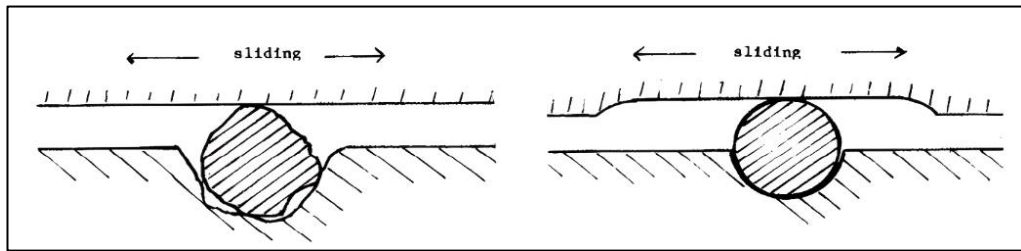
Çizelge 8.20. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki şekil 8.47'te seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.

Spectrum	C	O	Si	Cr	Fe	Co	Ni	Cu
1	0.65	2.01	0.42	0.00	0.00	0.64	4.50	91.78
2	1.56	1.12	0.36	0.21	0.00	0.42	4.97	91.36
3	0.86	0.06	0.45	0.00	0.00	0.89	3.57	94.17
4	3.80	9.05	1.14	0.00	0.00	0.00	6.32	79.69
5	0.17	1.02	0.53	0.04	0.18	1.06	2.63	94.37

CuNiSiCo alaşımının 20 Newton y¼k altında gerçekleşen aşınma izinde 250X b¼y¼tmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsünde gör¼len küresel

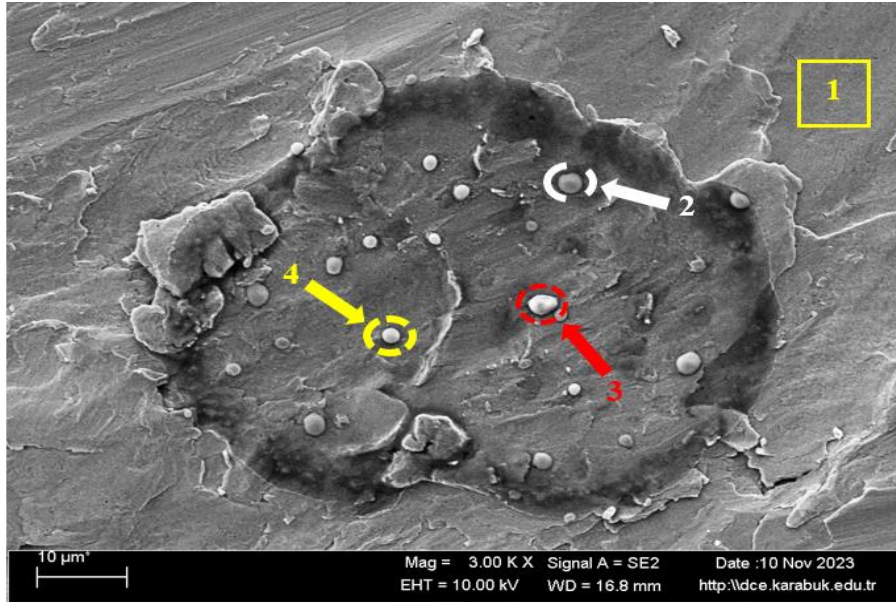
partiküllerin yüksek büyütme görüntüsü olan 3 kX büyütmedeki taramalı elektron mikroskop görüntüsü Şekil 8.49'da sunulmuştur. Şekil 8.49'da 1 ile gösterilen bölgenin EDX analizinde ağırlıkça %0.89 O, %0.60 Si, %1.02 Co, %4.38 Ni ve %93.00 Cu içermektedir. Bölgenin matrisi ifade ettiği aynı zamanda yüzeyde kobalt ve nikel oksit film varlığının olduğu saptanmıştır. Çizelge 8.21'de 2, 3 ve 4 ile gösterilen küresel partiküllerin EDX analizinde ortalama ağırlıkça %3.05 O, %0.46 Si, %0.96 Co, %3.07 Ni ve %91.18 Cu içermektedir. Bu küresel partiküllerin matrisle aynı kimyasal kompozisyonda olup bir miktar Co_2Si intermetalik fazının içerdiği tespit edilmiştir. Aynı zamanda %3.5 Oksijen içermesi ile yüzeylerinde nikel ve kobalt oksit film oluşturduğu belirlenmiş bulunmaktadır.

CuNiSiCo alaşımında oluşan bu küresel partiküllerin adhesif aşınma mekanizmasıyla oluşan aşınma parçacıklarının kayan yüzeylerdeki boşluklarda tutulduğundan kaynaklı olduğu değerlendirilmektedir. Adhezif aşınma izinde küresel partiküllerin oluşum mekanizması şu şekilde açıklanmaktadır; tipik bir adhesiv aşınma parçacığının oluştuğunu ve yüzeylerden birindeki boşluğa doğru ilerlediğini varsayalım (Bkz. Şekil 8.48). Daha sonra bazı durumlarda, sürtünme hareketi meydana geldiğinde parçacığın boşluk içinde sıkışıp kalması ve içinde yuvarlanması, böylece hem boşluğun kenarlarını oluşturan malzemeye karşı kayma hareketine hem de diğer malzemeye karşı yuvarlanma hareketine maruz kalması mümkündür. Bu tür bir kayma hareketinin, tercihen aşınma parçacığının çıkıntılara etki eden aşınmaya yol açma eğilimi olacaktır ve aşınma parçacığının küresel şekil almasını sağlayacaktır. Parçacık aynı zamanda enine momentlere de maruz kalıyorsa (örneğin sürtünme hareketi parçacıkta meydana geliyorsa) bir daire yayı) nihai olarak küresel bir oluşum olasılığı yüksektir [207].



Şekil 8. 50. Küresel bir aşınma parçacığının oluşumunun şematik görüntüsü [207].

Abrasif sistemlerde küresel parçacıklar daha sık oluşmaz, çünkü bir yönde sürekli kayma durumunda, parçacıkların er ya da geç boşluktan dışarı fırlaması ve böylece küresel hale gelmemesi oldukça muhtemeldir [208]. Büyük küresel parçacıklar genellikle yüksek metal-metal temasının ve yüksek sürtünme sıcaklığının ürünü olduğundan, bunların varlığı genellikle aşınma şiddeti seviyelerinin değerlendirilmesinde destekleyici bir semptom olarak kabul edilir. Örneğin, küresel parçacıklar içeren kayma aşınmasının, küresel parçacıklar içermeyen benzer kayma aşınmasından daha uzun ömürlü olduğu kabul edilir, çünkü küresel parçacıklar daha yüksek sıcaklıklara ulaştığını gösterir [209].



Şekil 8.51. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma yüzeyinin 5 kX büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.

Çizelge 8.21. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma testindeki Şekil 8.49'da seçilen bölgelerin spektral (EDX) analizi.

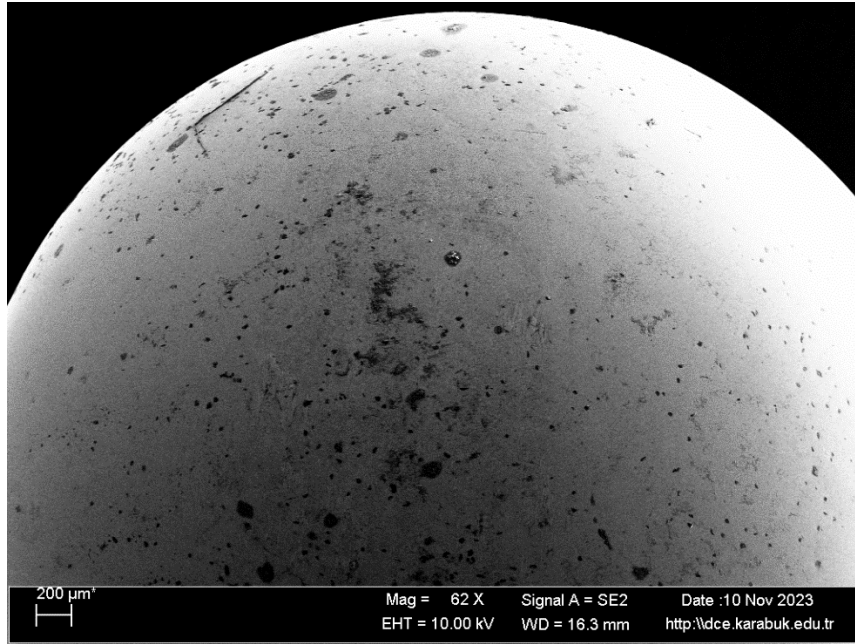
Spectrum	C	O	Si	Cr	Fe	Co	Ni	Cu
1	0.00	0.89	0.60	0.11	0.00	1.02	4.38	93.00
2	2.85	1.95	0.56	0.00	0.00	0.89	3.25	90.50
3	0.97	4.98	0.26	0.00	0.00	0.83	4.07	88.89
4	0.00	2.22	0.58	0.00	0.00	1.16	1.89	94.15

CuNiSiCo alaşımının 20 Newton yük altında gerçekleşen aşınma testinde karşıt yüzey olan 100Cr6 çelik bilyanın aşınma test sonrasındaki yüzeyinin taramalı elektron görüntüsü Şekil 8.50'de sunulmuştur. Aynı şekilde Şekil 8.50'de sunulan aşınma

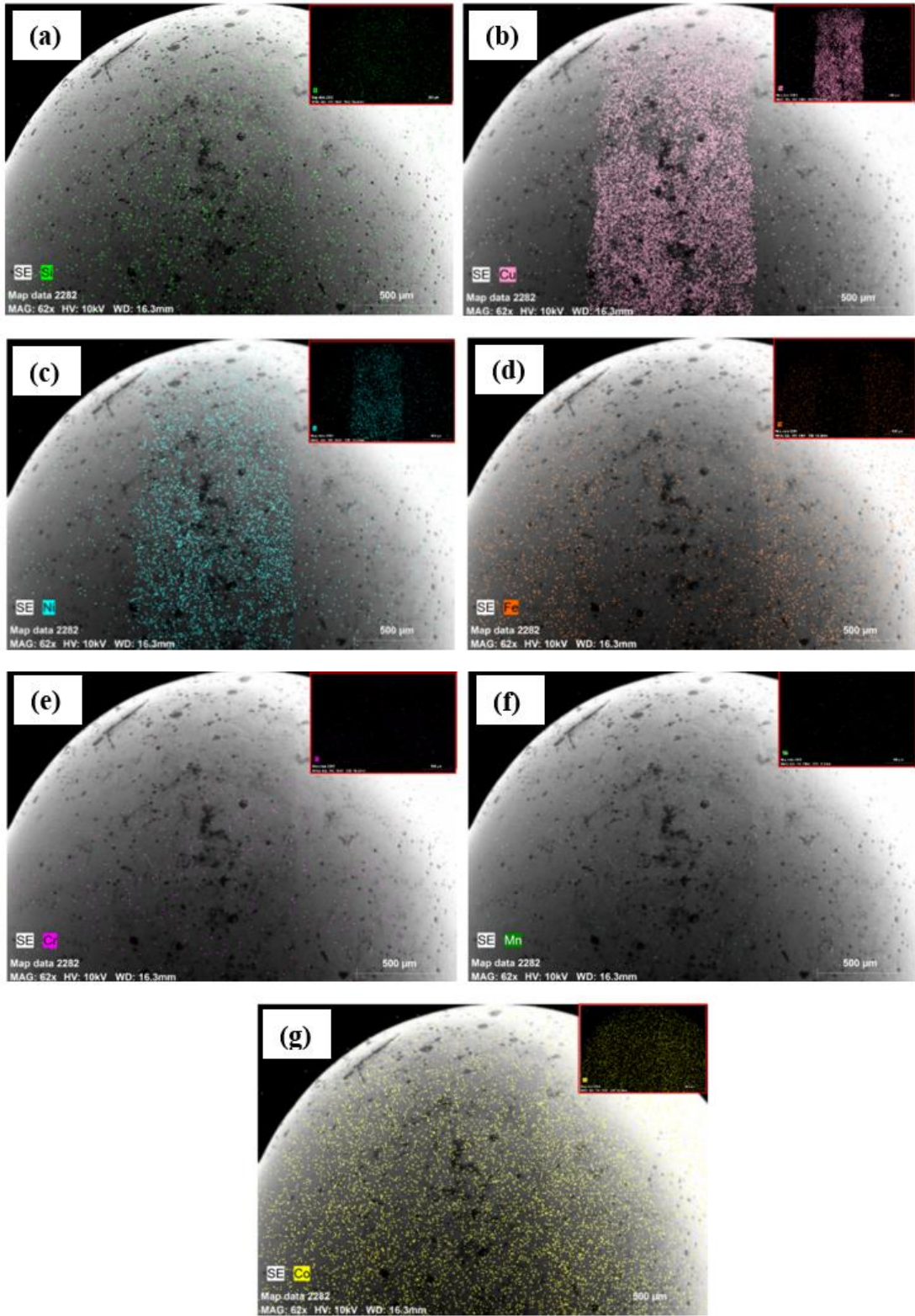
bilyasının MAP-EDX analiz sonuçları, ayrıntılı bir şekilde Şekil 8.51’de verilmiştir. MAP-EDX analiz sonuçları incelendiğinde, aşınma testi sırasında alaşımın bir yüzeyden diğer yüzeye (bilyaya) Cu, Ni, Si ve Co aktararak bir transfer katmanı oluşturduğu gözlemlenmiştir. Bu transfer katmanının, bir yağlayıcı görevi yaparak sürtünmeyi daha da azalttığı ve aşınma sırasında malzeme kaybını azalttığı değerlendirilmektedir. MAP-EDX analiz sonuçlarında görülen Fe, Mn ve Cr elementlerinin Çizelge 8.22’de verilen 100Cr6 çelik bilyanın kendi kimyasal kompozisyonunda bulunduğu göz önünde bulundurulmaktadır.

Çizelge 8.22. Aşınma testinde kullanılan 100Cr6 çelik bilyanın kimyasal analizi.

Bilya	Kimyasal Bileşim (% ağı.)							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	P	S
100Cr6	0.93- 1.05	Max. 0.15-0.35	0.25- 0.45	1.35- 1.60	Max. 0.1	Max. 0.1	Max. 0.025	Max. 0.030



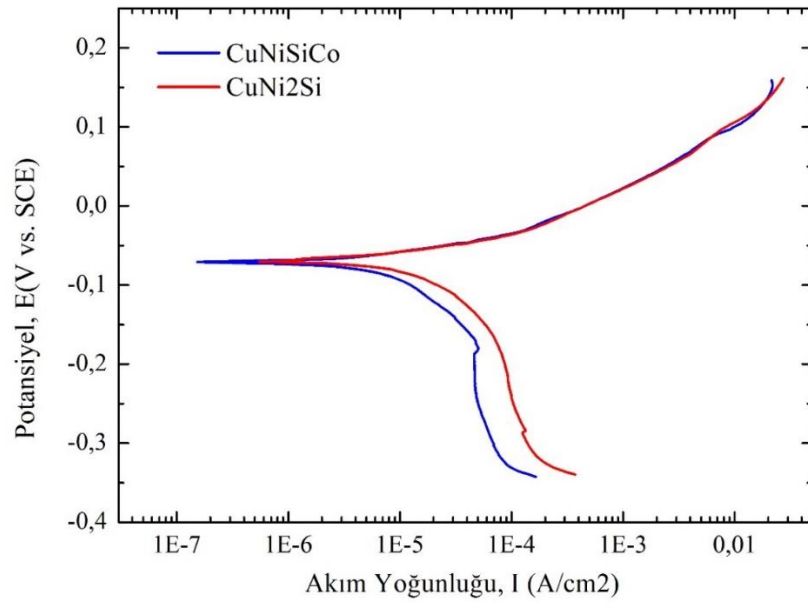
Şekil 8.52. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen testin ardından aşındırıcı 100Cr6 Bilyanın 62X büyütmede çekilen taramalı elektron mikroskop görüntüsü.



Şekil 8.53. CuNiSiCo alaşımının 20 Newton altında gerçekleşen aşınma testinin ardından aşındırıcı 100Cr6 bilyanın (a)Si, (b) Cu, (c) Ni, (d) Fe, (e) Cr, (f) Mn ve (g) Co, elementlerinin EDX-MAP analiz sonuçları.

8.9. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI

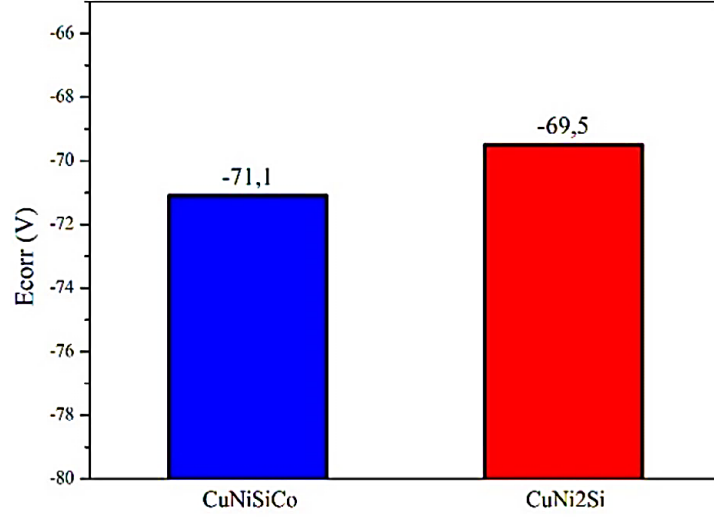
İncelenen CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının %3.5 NaCl çözelti içerisindeki potansiyodinamik polarizasyon eğrileri Şekil 8.52'de verilmiştir. Şekil 8.52'de verilen eğrilerden ve korozyon potansiyeli (E_{cor}) ve korozyon akım yoğunluğu (I_{cor}) değerleri ölçülmüş olup Şekil 8.53'de sütun grafiği halinde sunulmuştur.



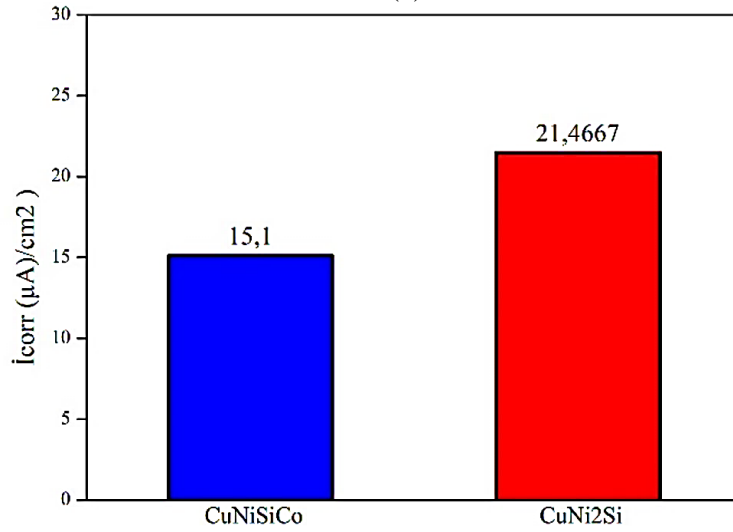
Şekil 8.54. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının polarizasyon tafel eğrileri.

Potansiyodinamik Polarizasyon testlerinin sonucunda CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarına ait korozyon potansiyeline bakıldığında, CuNi₂Si alaşımının korozyon potansiyeli -69.5V ölçülürken, CuNiSiCo alaşımının ise -71.1V ölçülmüştür. CuNiSiCo alaşımı korozyon potansiyeli CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha negatif değerlerde olduğu incelenmiştir. CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarına ait korozyon akım yoğunluğu (i_{corr}) değeri incelendiğinde CuNi₂Si alaşımı 21.46 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ iken CuNiSiCo alaşımı 15.1 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ölçülmüştür. Alaşımlara ait korozyon akım yoğunluklarına bakıldığında CuNiSiCo alaşımı daha düşük değerde olduğu saptanmıştır. Alaşımlarda, düşük bir i_{cor} değeri genellikle daha düşük bir korozyon

hızına işaret eder. Bunun nedeni, korozyona yol açan elektrokimyasal reaksiyonlara katılacak daha az sayıda içsel taşıyıcının mevcut olmasından kaynaklı olmasıdır [210].



(a)



(b)

Şekil 8.55. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının (a) E_{cor} (V) ve (b) I_{cor} (A/cm^2) değerleri.

CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının korozyon hızları, Faraday yasası kullanılarak hesaplandığında mmd ($\text{mg}/\text{dm}^2.\text{gün}$) ve mmy ($\text{mm}/\text{yıl}$) birimlerinde ifade edildi. Bu hesaplamada, Faraday yasası, elektrokimyasal reaksiyonlar sonucu oluşan korozyon akımı temel alınarak gerçekleştirilir. Bu korozyon hızı birimleri, birim yüzey alanından birim zamanda uzaklaşan metal kütlesi (mmd) ve bir yıl içinde metal kalınlığındaki azalış (mmy) olarak hesaplandı. CuNi2Si alaşımı için 60.34 mmd olarak

hesaplanırken, CuNiSiCo alaşımı için bu değer 42.61 olarak belirlendi. CuNi2Si alaşımında birim zamanda uzaklaşan metal kütlesi, CuNiSiCo alaşımına göre %40 daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Aynı zamanda, alaşımların bir yıl içerisinde metal kalınlığında azalış olarak değerlendirildiğinde, CuNi2Si alaşımında CuNiSiCo alaşımına göre %43 daha fazla malzeme kalınlığında azalma olduğu bulunmuştur. Sonuç olarak, her iki birimde CuNiSiCo alaşımının CuNi2Si alaşımına kıyasla ortalama %40 daha fazla korozyon direncine sahip olduğu sonucuna varılmaktadır.

Çizelge 8.23. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının Faraday yasasından yararlanılarak hesaplanan mdd ve mmy birimlerinde korozyon hızları değerleri.

Malzeme	mdd (mg/dm ² .gün)	mmv (mm/yıl)
CuNi2Si	60.34	0.249
CuNiSiCo	42.61	0.174

CuNiCoSi alaşımı Co içermesinden kaynaklı CuNi2Si alaşımına kıyasla daha yüksek bant aralığına sahip olduğu değerlendirilmektedir. CuNiSiCo alaşımının bant aralığının yüksek olması, bant aralığı boyunca elektronları değerlik bandından (dolmuş) iletim bandına (boş) uyararak ve serbest taşıyıcılar (elektronlar ve delikler) oluşturmak için daha fazla enerjinin gerekli olduğu anlamına gelmektedir. Daha büyük bir bant aralığı, elektron uyarımı için daha yüksek bir enerji gereksinimi anlamına geldiğinden, malzemenin elektronları kaybetmesi ve daha düşük potansiyellerde korozyonu başlatması daha zor hale gelir [211]. Bu nedenle, daha büyük bir bant aralığına sahip olan CuNiSiCo alaşımı daha düşük bir Icor değerine yol açar, bu da oyuklanma korozyonuna karşı direncin arttığını gösterir.

Çizelge 8.24. Cu, Ni, Si ve Co elementlerinin oda sıcaklığında katı haldeki tipik bant aralıklarını [212].

Element	Doğrudan Bant Aralığı (eV)	Dolaylı Bant Aralığı (eV)
Cu	2.10	1.20
Ni	2.18	0.37
Si	1.12	1.20
Co	2.30	1.62

CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımında çökeltiler fiziksel bir bariyer görevi görerek aşındırıcı iyonların malzemeye yayılmasını engelleyerek korozyon hızını azalttığı

değerlendirilmektedir. CuNiSiCo alaşımının yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış taramalı elektron görüntüsü incelendiğinde (Bkz. Şekil 8.19) CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha yoğun ve homojen bir Şekilde dağılmış Ni₂Si ve küresel boyutlarda dağılmış Co₂Si çökelteleri gözlemlenmişti. CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha fazla çökelmış Ni₂Si intermetalik fazının ve Co içermesinden kaynaklı küresel boyutlarda çökelen Co₂Si çökelteleri fiziksel bir bariyer görevi görerek aşındırıcı iyonların alttaki metale yayılmasını engellemiştir. Bu özelliğinden dolayı CuNiSiCo alaşımı klorür (Cl⁻) gibi agresif iyonların bulunduğu ortamlarda CuNi₂Si alaşımından daha fazla korozyon direncinin olduğu saptanmıştır.

Aynı zamanda CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımından daha düşük korozyon akım yoğunluğuna sahip olması CuNiSiCo alaşımının yüzeyinde daha aktif koruyucu bir oksit tabakasının oluşumu varken CuNi₂Si alaşımında daha az koruyucu bir pasif oksit tabakasının oluştuğu yorumlandı. Bu durum kobal iğereren CuNiSiCo alaşımında yüzeyinde oluşan yoğun ve stabil CoO oksit filminin korozyona daha duyarlı olan intermetalik fazların oluşumuna atfedilmiştir. Bununla birlikte CuNiSiCo alaşımının yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış taramalı elektron görüntüsünde tane sınırlarına çökelen Co₂Si çökeltelerinin tane sınırlarını korozyona daha dirençli bir forma dönüştürerek bakır alaşımlarında sık görülen gerilmeli korozyon hasarlarının önüne geçileceği değerlendirilmektedir.

Bir diğer durum ise, CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarına optimum yaşlandırma ısıl işlemi uygulandığında, CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına göre %35 daha küçük tane boyutlarına sahip olduğu gözlemlenmişti. Daha küçük tane boyutu, yüzeydeki aktif atom sayısının artması nedeniyle daha az kusurlu, daha kompakt pasif filmlerin oluşumunu teşvik eder. Bu, yüzeydeki klorür iyonlarının adsorpsiyonunu azaltabilir ve azaltılmış tane sınırı aktivitesi ile serbest taşıyıcıların saçılmasının azalmasına yol açarak daha düşük bir icor değerine neden olmaktadır [213]. CuNiSiCo alaşımında gözlemlenen oksit filmi, alaşımın daha küçük tane boyutları sayesinde, oluşumunu ve yapışmasını destekleyerek korozyon hızını düşürmektedir. Bu özellik sayesinde, CuNiSiCo alaşımı, daha büyük taneli olan CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha fazla korozyon direncine sahip olduğu belirlenmiştir.

BÖLÜM 9

GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, Corson alaşımları grubunda yer alan CuNi2Si alaşımına Co elementi ilavesi ile optimum mekanik özelliklere sahip yüksek performanslı, yüksek iletkenliğe sahip CuNiSiCo alaşımının geliştirilmesi bu tez çalışmasının ana kapsamını oluşturmuştur. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımları indüksiyon ocağında ergitilerek kokil kalıba döküm yöntemi ile üretimleri gerçekleştirilmiştir. Ardından kokil kalıba dökülmüş alaşımlar aynı deformasyon oranında sıcak dövme prosesine tabi tutulup yaşlandırma ısıl işlemleri yapılmıştır. Üretilen her iki alaşım için mikroyapı karakterizasyonu, mekanik, iletkenlik, aşınma ve korozyon testleri gerçekleştirilmiştir. Çalışmanın sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır.

- XRD profilleri genellikle CuNi2Si alaşımında α -Cu katı çözeltilisine ek olarak Cu₄Si, Cu₅Si, Cu₁₅Si₄, Ni₂Si, Ni₃Si₂ ve Ni₃Si fazlarının varlığını gösterirken, CuNiSiCo alaşımında CuNi2Si alaşımında bulunan Cu₄Si, Cu₅Si, Cu₁₅Si₄, Ni₂Si, Ni₃Si₂ ve Ni₃Si fazlarına ek olarak, alaşımın içerdiği Co elementinden kaynaklanan Co₂Si ve CoSi fazlarının varlığı da tespit edilmiştir
- CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımlarının sertlik sonuçları incelendiğinde, CuNiSiCo alaşımı döküm ve çözeltiliye alma konumlarında CuNi2Si alaşımına kıyasla daha yüksek sertlik gözlemlenirken, sıcak dövme işleminden sonra CuNi2Si alaşımı daha yüksek sertlik sergilemiştir.
- CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımları sıcak dövme işlemine tabi tutulduktan sonra çözeltiliye alınıp 450°C, 500°C ve 600°C’de yaşlandırma sıcaklıklarında optimum yaşlandırma süresinin tespitinde sertlik değerlerindeki değişimleri izlenmiştir. CuNi2Si ve CuNiSiCo alaşımları için en yüksek sertlik değeri 500°C’de 6 saat yaşlandırmadan sonra elde edildiği için diğer tüm alaşımlar için de aynı ısıl süreç olan 500°C’de 6 saat yaşlandırma süresi seçilmiştir. Optimum sıcaklık ve süre olan 500°C’de 6 saat sürede gerçekleşen CuNi2Si

alaşımının sertliği 95.1 HRB iken CuNiSiCo alaşımının 99.16 HRB ölçülmüştür. CuNiSiCo alaşımı 4 HRB daha fazla sertlikte olduğu belirlenmiştir.

- CuNiSiCo alaşımı her üç sıcaklıkta ve sürelerde yapılan yaşlandırma ısıl işleminde CuNi₂Si alaşımından daha fazla sertliğe sahip olduğu gözlemlenmiştir. CuNiSiCo alaşımının bu sertlik artışının kobalt elementinin yaşlandırma ısıl işlemi sırasında Co₂Si ve CoSi intermetaliklerinin çökmesinden kaynaklı olduğu değerlendirilmektedir.
- Alaşımın elektrik iletkenliği ölçüm sonuçlarında CuNiSiCo alaşımı, döküm, dövme ve çözeltiye alma ısıl işlemlerinden sonra CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha yüksek elektriksel iletkenlik göstermiştir. Bu yüksek iletkenlik, alaşımın içerdiği kobalt (Co) elementinden kaynaklanan birincil Co₂Si intermetaliklerinin döküm sırasında oluşumu ve mikroyapıda belirgin şekilde görülen küresel Co₂Si intermetaliklerinin Ni₂Si intermetalik fazına göre bakır alaşımında iletkenliği daha az düşürme eğiliminden kaynaklı olduğu tespit edilmiştir.
- Alaşımın maksimum sertliğe ulaştığı 500°C'de 6 saat sürede yapılan yaşlandırma ısıl işleminde CuNi₂Si alaşımı 21.1 MS iletkenliğe sahip iken CuNiSiCo alaşımı 26.1 MS iletkenliğe sahip olduğu gözlemlenmiştir. Optimum yaşlandırma süresinde yaşlandırılan alaşım arasında yapılan karşılaştırmalara göre, CuNiSiCo alaşımının %23 daha fazla iletkenliğe sahip olduğu hesaplanmıştır.
- CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımının döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde katılma sırasındaki soğuma hızının, CuNi₂Si alaşımında CuNiSiCo alaşımına kıyasla daha yüksek bir dendrit yoğunluğuna yol açtığı gözlemlenmiştir. CuNi₂Si alaşımında, dendritlerin kolları arasındaki mesafenin daha dar olduğu ve CuNiSiCo alaşımında ise daha geniş olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, CuNi₂Si alaşımının tane boyutunun, CuNiSiCo alaşımına göre daha iri taneli olduğu mikroyapı görüntülerinde değerlendirilmiştir.
- Her iki alaşımın döküm sonrası SEM görüntüleri incelendiğinde CuNi₂Si alaşımında α +Cu (Ni,Si) matrisinin yanı sıra birincil Ni₂Si ve Ni₃Si intermetalik fazlarının varlığı tespit edilmiştir. CuNiSiCo alaşımında ise

α +Cu(Ni,Co)Si matrisinin yanı sıra tane sınırlarında Co₂Si ve iğnemsiz CoSi intermetalik fazı gözlemlenmiştir. Bununla birlikte matriste miktarca yoğun bir şekilde dağılmış mikron boyutlarındaki beyaz partiküllerin Ni₂Si intermetalik fazı olduğu saptanmıştır.

- Yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, her üç sıcaklık olan 450°C, 500°C ve 600°C’de yapılan yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış alaşımların mikroyapılarında CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına göre tüm zaman aralıklarında maksimum tane küçüklüğü bulundurduğu ve en küçük tane yapısını ise 500°C’de 6 saat yapılan ısı işlem süresinde oluştuğu gözlemlenmiştir. CuNiSiCo alaşımında tane boyutunun incelenmesinde Co₂Si veya CoSi formundaki kobalt silisitler aracılığıyla olduğu sonucuna varılmıştır. Kobalt silisitler, sabitleme bölgeleri görevi gördüğünden dolayı tane sınırlarını sabitleyerek, bu sabitleme bölgeleri tane sınırı hareketini kısıtlayarak ince taneli bir yapı oluşmasına yol açmaktadır. Aynı zamanda, kobalt silisitlerin, yeniden kristalleşme sırasında yeni taneler için çekirdeklenme yerleri olarak hizmet ettiği ve yeni, ince taneciklerin oluşumunu teşvik ederek tanecik incelenmesine daha fazla katkıda bulunduğu değerlendirilmiştir.
- Optimum yaşlandırma sıcaklığında ve süresinde yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış alaşımların 200X mikroyapı görüntülerinden elde edilen tane boyutu dağılımının kantitatif ölçüm sonuçlarında CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımının ortalama tane boyutları, sırasıyla 35.22 µm ve 26.28 µm olarak hesaplanmıştır. Bu hesaplamalar sonucunda elde edilen ortalama tane boyutlarına bakıldığında, CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına kıyasla %35 daha küçük tanelere sahip olduğu belirlenmiştir.
- Sıcak dövülmüş ve çözeltiliye alınıp optimum yaşlandırma süresi olan 500°C’de 6 saat yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının çekme testi sonuçları incelendiğinde, CuNi₂Si alaşımının akma dayanımı 421 MPa, çekme dayanımı 532 MPa ve kopma uzaması %10.15 olarak ölçülürken, CuNiSiCo alaşımının akma dayanımı 559 MPa, çekme dayanımı 687 MPa ve kopma uzaması %9.5 olarak ölçülmüştür. Yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımları birbiriyle karşılaştırıldığında, CuNiSiCo

alaşımının %34 daha fazla akma dayanımına, %29 daha yüksek çekme mukavemetine sahip olduğu gözlemlenmiştir.

- CuNi₂Si alaşımının çekme testi numunesinin kırılma yüzeyinin taramalı elektron görüntüsü incelendiğinde belirginleşen tane yapısı ve eş eksensel oyuklar (dimples) ile birlikte ince çukurlu desenlere sahip sünek kırılmaları gösterirken, CuNiSiCo alaşımında değişen boyutlarda yırtılma sırtları ve sığ çukurlar gözlemlenmiştir. Sığ çukurların içlerinde çökelen intermetalik fazların varlığı gözlemlenmiştir. CuNiSiCo alaşımının 500°C'de 6 saat yaşlandırılmış taramalı elektron mikroskobu görüntüsünde gözükten küresel Co₂Si intermetalik fazların, çekme testi yapılan 500°C'de 6 saat yaşlandırılmış CuNiSiCo alaşımının kırılma yüzeyinde oluşan sığ çukurlarda da gözlemlenmiştir. Çukurlar da görülen bu Co₂Si intermetalik fazların alaşımda plastik deformasyona karşı direnç oluşturma etkisi yaratarak alaşımın mukavemetini ve tokluğunu artırıcı bir etkiye sahip olduğunu saptanmıştır.
- CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarının Arşimet prensibi ile yoğunlukları ölçüldüğünde, CuNi₂Si alaşımının 8.8442 gr/cm³ ölçülürken CuNiSiCo alaşımının 8.8408 gr/cm³ ölçülmüştür. Sonuçlara bakıldığında CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha az yoğunlukta olduğu tespit edilmiştir.
- 5N, 10N ve 20N yük altında yapılan aşınma testinde en az ağırlık kaybı CuNiSiCo alaşımında gerçekleşmiştir. CuNiSiCo alaşımının CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha az ağırlık kaybı göstermesi sertlik ve mukavemet değerlerinden olduğu değerlendirilmiştir. CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına kıyasla 5 Newtonda %13, 10 Newtonda %12 ve 20 Newtonda %26 aşınmaya karşı daha dirençli olduğu sonucuna varılmıştır. Profilometre ile aşınma izinin belirli bir kısmından ölçülen alan kayıpları sonuçlarına bincelendiğinde, CuNi₂Si alaşımı 5N yük altında 1.03 mm², 10N yük altında 1.62 mm² ve 20N yük altında 2.65 mm² aşınma kaybına uğrarken CuNiSiCo alaşımı ise 5N yük altında 0.88 mm², 10N yük altında 1.12 mm² ve 20N yük altında 1.76 mm² aşınma kaybına uğramıştır. Ölçüm sonuçlarına bakıldığında CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına kıyasla 5 N'da %17, 10N'da %44 ve 20N'da %50 daha az aşınma kaybına uğramıştır. Ağırlık kayıplarında da görüldüğü üzere aşınma alanlarından da en az aşınma CuNiSiCo alaşımında gerçekleşmiştir. 1000m kayma mesafesi boyunca alınan sürtünme değerlerinin

ortalaması alındığında CuNi₂Si alaşımında 1.21218μ iken CuNiSiCo alaşımında 1.20563 μ hesaplanmıştır. Bu sonuca bakıldığında CuNiSiCo alaşımı CuNi₂Si alaşımına kıyasla daha düşük sürtünme katsayısına sahip olduğu değerlendirilmiştir.

- Potansiyodinamik Polarizasyon testlerinin sonucunda CuNi₂Si ve CuNiSiCo alaşımlarına ait korozyon potansiyeline bakıldığında, CuNi₂Si alaşımının korozyon potansiyeli -69.5V ölçülürken, CuNiSiCo alaşımının ise -71.1V ölçülmüştür. Alaşımlara ait korozyon akım yoğunluğu (icorr) değeri incelendiğinde CuNi₂Si alaşımı 21.46 μA/cm² iken CuNiSiCo alaşımı 15.1 μA/cm² ölçülmüştür. Alaşımların korozyon hızı birimleri, birim yüzey alanından birim zamanda uzaklaşan metal kütlesi (mmd) ve bir yıl içinde metal kalınlığındaki azalış (mmy) olarak hesaplanmıştır. CuNi₂Si alaşımı için 60.34 mmd olarak hesaplanırken, CuNiSiCo alaşımı için bu değer 42.61 olarak belirlendi. CuNi₂Si alaşımında birim zamanda uzaklaşan metal kütlesi, CuNiSiCo alaşımına göre %40 daha fazla olduğu tespit edilmiştir. Aynı zamanda, alaşımların bir yıl içerisinde metal kalınlığında azalış olarak değerlendirildiğinde, CuNi₂Si alaşımında CuNiSiCo alaşımına göre %43 daha fazla malzeme kalınlığında azalma olduğu sonucuna varılmıştır.
- Çalışma sonuçları genel olarak incelendiğinde CuNiCoSi alaşımı birçok önemli açıdan CuNi₂Si'yi geride bırakan yüksek performanslı bir alaşım olarak ortaya çıkmaktadır. Daha yüksek sertlik ve iletkenlik, artırılmış mekanik dayanım ve aşınma direnci, uygun mikroyapı ve korozyon dayanımı CuNiSiCo alaşımını optimum performans ve güvenilirliğin çok önemli olduğu zorlu elektrik ve elektronik uygulamalar için tercih edilen bir seçim haline getiriyor. CuNiSiCo alaşımı özellikle endüstriyel ekipmanlar, havacılık, uzay, nükleer enerji, elektrik enerjisi üretimi ve diğer kritik uygulamalar için tercih edilecek yüksek performanslı bir malzeme olacağı değerlendirilmektedir. Her uygulama için özel olarak tasarlanmış bileşenlerin üretiminde kullanılır ve mükemmel mekanik ve elektriksel özellikleri sayesinde önemli bir malzeme seçeneği sunacağı ortaya konmuştur.

KAYNAKÇA

- [1] Eker, A.A. (2008). Bakır ve Bakır Alaşımları [Power Point sunumu], http://www.yildiz.edu.tr/~akdogan/lessons/malzeme2/Bakir_ve_Bakir_Alasimleri.pdf.
- [2] G.J. Butterworth and C.B.A. Forty, A survey of the properties of copper alloys for use as fusion reactor materials, *Journal of Nuclear Materials* 189 (1992) 237-276
- [3] M.G. Corson, Copper Alloy and Process of Producing and Treating the Same, Patented Feb. 7, US Patent No. 1658186
- [4] M.G. Corson, Copper hardened by new method, *Iron Age*, 119 (1927), pp. 421-424
- [5] Li, D.M.; Wang, Q.; Jiang, B.B.; Li, X.N.; Zhou, W.L.; Dong, C. Minor-alloyed Cu-Ni-Si alloys with high hardness and electric conductivity designed by a cluster formula approach. *Prog. Nat. Sci. Mater.* 2017, 27, 467–473. [Google Scholar] [CrossRef]
- [6] Wang, H.-S.; Chen, H.-G.; Gu, J.-W.; Hsu, C.-E.; Wu, C.-Y. Improvement in strength and thermal conductivity of powder metallurgy produced Cu-Ni-Si-Cr alloy by adjusting Ni/Si weight ratio and hot forging. *J. Alloys Compd.* 2015, 633, 59–64. [Google Scholar] [CrossRef]
- [7] Li, J.; Huang, G.; Mi, X.; Peng, L.; Xie, H.; Kang, Y. Effect of Ni/Si Mass Ratio and Thermomechanical Treatment on the Microstructure and Properties of Cu-Ni-Si Alloys. *Materials* 2019, 12, 2076. [Google Scholar] [CrossRef] [PubMed]
- [8] Jiang Li, Guojie Huang, Xujun Mi, Lijun Peng, Haofeng Xie and Yonglin Kang, Influence of the Ni/Co Mass Ratio on the Microstructure and Properties of Quaternary Cu-Ni-Co-Si Alloys, *Materials*, 2019
- [9] Peng, L.J.; Ma, J.M.; Liu, X.Y.; Liu, F.; Huang, G.J.; Hong, S.B.; Xie, H.F.; Liu, D.M. Effects of different treatment processes on the microstructure and properties of Cu-Ni-Co-Si alloys. *Rare Met. Mater. Eng.* 2019, 48, 1969–1975. [Google Scholar]
- [10] Peng, L.J.; Ma, J.M.; Liu, X.Y.; Liu, F.; Huang, G.J.; Hong, S.B.; Xie, H.F.; Yang, Z. Effect of heat treatment on microstructure and properties of Cu-Ni-Co-Si alloy. In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*; IOP Publishing: Bristol, UK, 2019; p. 012030. [Google Scholar]
- [11] Davis, J.R. (2001). *ASM Specialty Handbook: Copper and Copper Alloys*. Ohio, ASM International

- [12] Johnson, William, Robert Sowerby, and Ronald D. Venter. *Plane-strain slip-line fields for metal-deformation processes: a source book and bibliography*. Elsevier, 2013.
- [13] Atrens, A.; Nairn, J.; Fernee, H.; FitzGerald, K.; Skennerton, G.; Olofinjana, A. *Mater. Forum* 1997, 21, 57
- [14] Taubenblat, P. W.; Smith, W. E.; Graviano, A. R. In *High Conductivity Copper and Aluminum Alloys*; Ling, E., Taubenblat, P. W., Eds.; Metallurgical Soc of AIM: Warrendale, PA, 1984; p 19
- [15] Lu, L.; Shen, Y.; Chen, X.; Qian, L.; Lu, K. *Science* 2004, 304, 422
- [16] H.C. Song et al., Effects of segmented thermal-vibration stress relief process on residual stresses, mechanical properties and microstructures of large 2219 Al alloy rings, *J. Alloys Compd.* (2021)
- [17] H.Y. Zhang et al., Subset geometric phase analysis method for deformation evaluation of HRTEM images *Ultramicroscopy*,(2016)
- [18] Noyce, J. O., H. Michels, and C. W. Keevil. 2006. Use of copper cast alloys to control Escherichia coli O157 cross-contamination during food processing. *Appl. Environ. Microbiol.*72:4239-4244.
- [19] Paul G. Slade, "Electrical Contacts: Principles and Applications," Second Edition handbook, 2014
- [20] Yang Wang, A constitutive description of tensile behavior for brass over a wide range of strain rates, *Materials Science and Engineering: A, Volume 372, Issues 1–2*, 2004.
- [21] *IEEE Transactions on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology* (Volume: 9, Issue: 3, September 1986)
- [22] BOROUGH, J. W., "The Effect of Zinc on the Conductivity of Copper," *Transactions of the Metallurgical Society of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers*. Vol. 221:1274. (1961)
- [23] Copper Development Association, "The copper advantage: A guide to working with copper and copper alloys", Copper Development Assoc., New York, A1360, 1- 27 (2010)
- [24] Fintová, R.K ve Stanislava., *Copper and Copper Alloys: Casting, Classification and Characteristic Microstructures*. Intechopen, (2012).
- [25] Zhao, Leijie, et al. "Study on Friction and Wear Properties of New Self-Lubricating Bearing Materials." *Crystals* 12.6 (2022): 834.
- [26] Koçak, H., "Bakır alaşımları el kitabı", Sağlam Metal, İstanbul, (2006).

- [27] Eklin, L. "The Outokumpu UPCAST® System." *Continuous Casting* (2000): 333-340
- [28] Altenberger, Igor, et al. "Material properties of high–strength beryllium–free copper alloys." *International Journal of Materials and Product Technology* 50.2 (2015): 124-146.
- [29] AO, Olofinjana. "Processing of Cu-Cr alloy for combined high strength and high conductivity." *ASEAN Journal on Science and Technology for Development* 26.2 (2017): 11-20
- [30] Biezma, M. V., et al. "Dezincification in cast and heat-treated alpha-beta brass samples." *Practical Metallography* 60.10 (2023): 632-642.
- [31] F. Wang, Z. L. An, Z. Z. Qian, H. W. Fang, D. X. Zhou, L. Q. Hou, X. Y. Zhang, M. Z. Ma, Y. X. Guo & R. P. Liu, Effect of Annealing on Microstructure and Mechanical Behavior of Cold Deformed Low-Density Multi-principal-Element High-Strength Alloys, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2023
- [32] Saha, B., et al. "Bronzes for Aerospace Applications." *Aerospace Materials and Material Technologies: Volume 1: Aerospace Materials* (2017): 247-266.
- [33] Karthik, M., J. Abhinav, and Karthik V. Shankar. "Morphological and mechanical behaviour of Cu–Sn alloys—a review." *Metals and Materials International* 27 (2021): 1915-1946.
- [34] Kong, Decheng, et al. "Insight into the mechanism of alloying elements (Sn, Be) effect on copper corrosion during long-term degradation in harsh marine environment." *Applied Surface Science* 455 (2018): 543-553.
- [35] Soboyejo, W. "Mechanical properties of engineered materials", Marcel Dekker Inc., 2003.
- [36] Everhart, John, ed. *Engineering properties of nickel and nickel alloys*. Springer Science & Business Media, 2012.
- [37] Totten, G. E., and D. S. MacKenzie. "Heat Treating of Copper and Copper Alloys." (2016)
- [38] F. J. Ansuini, F. A. Badia, High strength microduplex Cu-Ni-Zn alloys, *Metallurgical Transactions*, 1973
- [39] Corson, M. G. "Copper Hardened by New Method." *BRASS WORLD AND PLATERS' GUIDE* 23.3 (1927): 77-79595.
- [40] Hutchinson, B., R. Sundberg, and M. Sundberg. "High Strength-High Conductivity Copper Alloys: A Review of Current Status and Future Potential, Paper from Copper'90, Refining, Fabrication, Markets, Proceedings of a Conference held in Vaesteras, Sweden, October 1-3, 1990." *Papers* (1990): 245-258.

- [41] Lockyer, S. A., and F. W. Noble. "Precipitate structure in a Cu-Ni-Si alloy." *Journal of materials science* 29 (1994): 218-226.
- [42] Kinder, J., and D. Huter. "TEM-Untersuchungen an höherfesten und elektrisch hochleitfähigen CuNi₂Si-Legierungen." *Metall* 63.6 (2009): 298-303.
- [43] Mandigo, F.N., Robinson, P.W., Tyler, D.E., Boegel, A., Kuhn, H.-A., Keppeler, F.M., Seeger, J. "US Patent, 8,460,979 B2." April .30, 2013
- [44] Robinson, P., Gerfen, J. "Copper Nickel Silicon Alloys for High Density Processor Sockets in: Proc. Materials Science & Technology (MS&T) ", Pittsburgh, Pennsylvania, p. 32. (2008).
- [45] Kuhn, H. A., et al. "Properties of high performance alloys for electromechanical connectors." *Copper Alloys—Early Applications and Current Performance—Enhancing Processes* (2012): 52-68.
- [46] Hertzberg, Richard W., Richard P. Vinci, and Jason L. Hertzberg. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. John Wiley & Sons, 2020.
- [47] Wang, Cuiping, et al. "Thermodynamic description of the Cu-Ni-Si system." *Journal of phase equilibria and diffusion* 35 (2014): 93-104.
- [48] Li, Dongmei, et al. "Minor-alloyed Cu-Ni-Si alloys with high hardness and electric conductivity designed by a cluster formula approach." *Progress in Natural Science: Materials International* 27.4 (2017): 467-473.
- [49] Lei, Qian, et al. "A new ultrahigh strength Cu–Ni–Si alloy." *Intermetallics* 42 (2013): 77-84.
- [50] Liu, Xingjun, et al. "Experimental investigation of phase equilibria in the Cu–Ni–Si ternary system." *Journal of alloys and compounds* 578 (2013): 439-447.
- [51] Sun, Weihua, et al. "Phase equilibria of the Cu–Ni–Si system at 700° C." *Journal of alloys and compounds* 509.41 (2011): 9776-9781
- [52] Lei, Qian, et al. "Microstructure and mechanical properties of a high strength Cu-Ni-Si alloy treated by combined aging processes." *Journal of Alloys and Compounds* 695 (2017): 2413-2423.
- [53] Chalon, Julie, et al. "Characterization of the hot-working behavior of a Cu-Ni-Si alloy." *Materials Science and Engineering: A* 667 (2016): 77-86.
- [54] Xiao, Xiangpeng, et al. "Aging behavior and precipitation analysis of Cu-Ni-Co-Si alloy." *Crystals* 8.11 (2018): 435.
- [55] Rzadkosz, S., et al. "Research on technology of alloyed copper casting." *Archives of Foundry Engineering* 14.2 (2014): 79-84.

- [56] Wei, He, et al. "Correlation mechanism of grain orientation/microstructure and mechanical properties of Cu–Ni–Si–Co alloy." *Materials Science and Engineering: A* 814 (2021): 141239.
- [57]. The Piping Mart, What Does Resistance Welding Mean?, <https://blog.thepipingmart.com/other/what-does-resistance-welding-mean/>, November 1, 2022
- [58] Zhang, Yi, et al. "Enhanced mechanical properties of wrought γ' -strengthened Co-base superalloys by adjusting the relative content of Al and Ti." *Intermetallics* 112 (2019): 106543.
- [59] Ozawa, Atsushi, Chihiro Watanabe, and Ryoichi Monzen. "Influence of Co on Strength of Cu-Ni-Co-Si Alloy." *Materials Science Forum*. Vol. 783. Trans Tech Publications Ltd, 2014.
- [60] Chen, Wei, et al. "Effect of addition of Ni and Si on the microstructure and mechanical properties of Cu–Zn alloys." *Journal of Materials Research* 32.16 (2017): 3137-3145.
- [61] Xiao, XiangPeng, et al. "Suppressing spinodal decomposition by adding Co into Cu–Ni–Si alloy." *Journal of Alloys and Compounds* 660 (2016): 178-183.
- [62] Huang, Jiazhen, et al. "Microstructure and properties of a novel Cu–Ni–Co–Si–Mg alloy with super-high strength and conductivity." *Materials Science and Engineering: A* 744 (2019): 754-763.
- [63] Chenna Krishna, S., et al. "Microstructure and properties of a high-strength Cu–Ni–Si–Co–Zr alloy." *Journal of materials engineering and performance* 22 (2013): 2115-2120.
- [64] Zhao, Zhuan, et al. "Co effects on Cu-Ni-Si alloys microstructure and physical properties." *Journal of Alloys and Compounds* 797 (2019): 1327-1337.
- [65] Van Beek, J. A., et al. "Interactions in the Co–Ni–Si system at 800 C." *Journal of alloys and compounds* 297.1-2 (2000): 137-143.
- [66] Dass, M. Lawrence A., David B. Fraser, and Chih-Shih Wei. "Growth of epitaxial CoSi₂ on (100) Si." *Applied physics letters* 58.12 (1991): 1308-1310.
- [67] Zhao, F. F., et al. "Thermal stability study of NiSi and NiSi₂ thin films." *Microelectronic engineering* 71.1 (2004): 104-111.
- [68] Maa, Jer-shen, et al. "Effect of interlayer on thermal stability of nickel silicide." *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films* 19.4 (2001): 1595-1599.
- [69] Li, Jiang, et al. "Relationship between the microstructure and properties of a peak aged Cu–Ni–Co–Si alloy." *Materials Science and Technology* 35.5 (2019): 606-614.

- [70] Pan, Shaobin, et al. "Accelerated discovery of high-performance Cu-Ni-Co-Si alloys through machine learning." *Materials & Design* 209 (2021): 109929.
- [71] Ban, Yijie, et al. "Properties and precipitates of the high strength and electrical conductivity Cu-Ni-Co-Si-Cr alloy." *Journal of Materials Science & Technology* 93 (2021): 1-6.
- [72] Ishida, K., T. Nishizawa, and Mark E. Schlesinger. "The Co-Si (cobalt-silicon) system." *Journal of phase equilibria* 12 (1991): 578-586.
- [73] Soon-Don, Choi. "Thermodynamic analysis of the Co-Si system." *Calphad* 16.2 (1992): 151-159.
- [74] Zhang, Lijun, et al. "Experimental investigation and thermodynamic description of the Co-Si system." *Calphad* 30.4 (2006): 470-481.
- [75] Fujiwara, Hidemichi. "Designing high-strength copper alloys based on the crystallographic structure of precipitates." *Furukawa review* 26 (2004): 39-43.
- [76] Deng, Lipeng, et al. "Evolutions in precipitates, microstructure and properties of cold-worked CuNiCoSi alloy during short-time solid solution." *Materials Today Communications* 30 (2022): 103150.
- [77] Kuhn, H-A., et al. "A new high performance copper based alloy for electro-mechanical connectors." *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Entwicklung, Fertigung, Prüfung, Eigenschaften und Anwendungen technischer Werkstoffe* 38.8 (2007): 624-634.
- [78] Orowan, Egon. Energy criteria of fracture. MIT Department of Mechanical Engineering, 1954.
- [79] Wang, Qiang Song, et al. "The precipitation and strengthening mechanism of Cu-Ni-Si-Co alloy." *Materials Science Forum*. Vol. 749. Trans Tech Publications Ltd, 2013.
- [80] Wei, He, et al. "Microstructure evolution and dislocation strengthening mechanism of Cu-Ni-Co-Si alloy." *Materials Science and Engineering: A* 826 (2021): 142023.
- [81] Fischer, Alfons, and Kirsten Bobzin, eds. *Friction, wear and wear protection*. Vol. 10. John Wiley & Sons, 2009.
- [82] Mendez, Patricio F., et al. "Welding processes for wear resistant overlays." *Journal of Manufacturing Processes* 16.1 (2014): 4-25.
- [83] Patil, R. R., et al. "Minimising electrode wear in resistance spot welding of aluminium alloys." *Science and Technology of Welding and Joining* 16.6 (2011): 509-513.

- [84] Savaşkan, T., G. Pürçek, and S. Murphy. "Sliding wear of cast zinc-based alloy bearings under static and dynamic loading conditions." *Wear* 252.9-10 (2002): 693-703.
- [85] Li, Yuanyuan, Tungwai Leo Ngai, and Wei Xia. "Mechanical, friction and wear behaviors of a novel high-strength wear-resisting aluminum bronze." *Wear* 197.1-2 (1996): 130-136.
- [86] Buckley, Donald H. "Tribological properties of surfaces." *Thin Solid Films* 53.3 (1978): 271-283.
- [87] Findik, Fehim. "Latest progress on tribological properties of industrial materials." *Materials & Design* 57 (2014): 218-244.
- [88] Vencl, Aleksandar, et al. "The effect of processing techniques on microstructural and tribological properties of copper-based alloys." *Applied Surface Science* 280 (2013): 646-654.
- [89] Stachowiak, Gwidon, and Andrew W. Batchelor. *Engineering tribology*. Butterworth-heinemann, 2013.
- [90] Aydın, F., "Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen farklı partikül takviyeli magnezyum matrisli kompozit malzemelerin mekanik ve korozyon özelliklerinin incelenmesi", Doktora Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Karabük, 27 (2018).
- [91] Lim, C. Y. H., S. C. Lim, and M. Gupta. "Wear behaviour of SiCp-reinforced magnesium matrix composites." *Wear* 255.1-6 (2003): 629-637.
- [92] Suh, Nam P. "The delamination theory of wear." *Wear* 25.1 (1973): 111-124.
- [93] Loto, Roland Tolulope. "Correlative investigation of the corrosion susceptibility of C70600 and C26000 copper based alloys for application in seawater environment." *Materials Today: Proceedings* 65 (2022): 2151-2155.
- [94] Speight, James G., and Pratima Jauhari, eds. *Subsea and Deepwater Oil and Gas Science and Technology*. Gulf Professional, 2012.
- [95] Cohen, Arthur. "Corrosion of copper and copper alloys." (2005).
- [96] The Piping Mart. "What is Copper Corrosion?". 28 Aralık 2028. <https://blog.thepipingmart.com/metals/copper-corrosion-an-overview/>
- [97] Sainis, Salil, et al. "The role of microstructure and cathodic intermetallics in localised deposition mechanism of conversion compounds on Al (Si, Fe, Cu) alloy." *Surface and Coatings Technology* 402 (2020): 126502.
- [98] Idrac, Jonathan, et al. "Galvanic corrosion of aluminium–copper model alloys." *Electrochimica Acta* 52.27 (2007): 7626-7633.

- [99] Yan, X., and J. Sun. "Pitting Corrosion Behavior and Surface Microstructure of Copper Strips When Rolled with Oil-in-Water Emulsions. *Materials* 2021, 14, 7911." (2021).
- [100] Konečná, Radomila, and Stanislava Fintová. "Copper and copper alloys: casting, classification and characteristic microstructures." *Copper alloys-early applications and current performance-enhancing processes* (2012): 3-30.
- [101] Brogden, Scott D. "Applications for induction furnaces in manufacturing technology courses." (2015).
- [102] T.C. Milli eğitim bakanlığı, Metalurji Alanı. "ENDÜKSİYON OCAĞI" Ankara (2011)
- [103] Dalquist, Stephanie, and Timothy Gutowski. "Life cycle analysis of conventional manufacturing techniques: sand casting." *ASME International mechanical engineering congress and exposition*. Vol. 47136. 2004.
- [104] Khan, Muhammad Azhar Ali, et al. *Evolution of metal casting technologies—a historical perspective*. Springer international publishing, 2017.
- [105] Rao, TV Ramana. *Metal casting: Principles and practice*. New Age International, 2007.
- [106] Manufacturing Guide. "Permanent mold casting." <https://www.manufacturingguide.com/en/semi-centrifugal-casting>
- [107] Zhang, Zhao. "Numerical Study of the Formation Mechanism of As-Cast Structure in Semi Continuous Casting of Steel." (2023).
- [108] Grote, Karl-Heinrich, and Hamid Hefazi, eds. *Springer handbook of mechanical engineering*. Springer Nature, 2021.
- [109] Herfurth, Klaus, and Stefan Scharf. "Casting." *Springer Handbook of Mechanical Engineering* (2021): 325-356.
- [110] Peters, Dale T., et al. "Use of high temperature die materials and hot dies for high pressure die casting pure copper and copper alloys." *Trans. of the North Amer. Die Casting Assoc. Congress, Rosemont, IL*. 2002.
- [111] Tyler, Derek E., and William T. Black. "Introduction to copper and copper alloys." (1990).
- [112] Ebhota, Williams S., Akhil S. Karun, and Freddie L. Inambao. "Centrifugal casting technique baseline knowledge, applications, and processing parameters: overview." *International Journal of Materials Research* 107.10 (2016): 960-969.
- [113] Wei, Sufei, and Steve Lampman. "Centrifugal casting." (2008).

- [114] Karabük Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Kulübü. “Savurma Döküm”<https://karabukmetalurji.wordpress.com/2015/08/31/savurma-dokum/> (2015)
- [115] Kreil, A., H. Vosskühler, and K. Walter. "The continuous casting of copper and its alloys." *Metallurgical Reviews* 5.1 (1960): 413-446.
- [116] Coldo Metal Melting & Heat Treating Solution Expert, "Copper/Brass/Bronze Continuous Casting Machine." <https://www.cdoinduction.com/copper-rod-horizontal-continuous-casting-machine/>
- [117] Mandigo, Frank, and Derek Tyler. "Forming of copper and copper alloys." (2006).
- [118] Ninan, Nirmal, et al. "Failure analysis of cracked brass turrets used in electronic circuits." *Case Studies in Engineering Failure Analysis* 2.2 (2014): 107-117.
- [119] Sikirica, Stephen, et al. *Low-Energy, High-Throughput Extrusion of High-Strength Aluminum Alloy 7075*. No. PNNL-SA-159122. Pacific Northwest National Lab.(PNNL), Richland, WA (United States), 2021.
- [120] Forging Parts - LAIRUN Precision, Manufacture Technology Co., Ltd. "Forging Processes", <https://www.lairuncnc.com/forging-parts/>
- [121] Doege, E., and R. Bohnsack. "Closed die technologies for hot forging." *Journal of Materials Processing Technology* 98.2 (2000): 165-170.
- [122] Semiatin, S. L., and G. D. Lahoti. "The forging of metals." *Scientific American* 245.2 (1981): 98-107.
- [123] Wu, X. X., et al. "Effect of stacking fault energy on mechanical behavior of cold-forging Cu and Cu alloys." *Materials & Design* 47 (2013): 372-376.
- [124] Lange, Kurt. "Some aspects of the development of cold forging to a high-tech precision technology." *Journal of materials processing technology* 35.3-4 (1992): 245-257.
- [125] Allwood, Julian M., A. Erman Tekkaya, and Timothy F. Stanistreet. "The development of ring rolling technology." *Steel research international* 76.2-3 (2005): 111-120.] [Baker, A. G. "The Forged and Rolled Ring: a Product with Both a Past and a Future." *Steel Times* (1974): 103.
- [126] Made-In-China. "Seamless Rolled Ring Forging." <https://huaerdong.en.made-in-china.com/product/eSrmNczKhnhU/China-Ring-Forging-Products-Hot-Rolling-Rings-Seamless-Rolled-Ring.html>
- [127] Lenard, J. G., Pietrzyk, M. and Cser L., “Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products”, Elsevier Science, Amsterdam, Hollanda, 250-300 s (1999)

- [128] Meigh, Harry. *Cast and wrought aluminium bronzes: properties, processes and structure*. CRC Press, 2018.
- [129] Savaşkan, T., "Metallere Plastik Şekil Verme Yöntemleri", Papatya Bilim Yayınevi, (2018)
- [130] Brooks, Charlie R. "Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys." (*No Title*) (1982).
- [131] Nwankwo, Nkem Emelike, et al. "Influence of homogenization heat treatment on grain characteristics and mechanical properties of copper-silicon-zinc and copper-silicon-tin ternary alloys."
- [132] Mestre, Olivier, et al. "SPLIDHOM: A method for homogenization of daily temperature observations." *Journal of applied meteorology and climatology* 50.11 (2011): 2343-2358.
- [133] A. Cohen, Heat Treating of Copper Alloys, Heat Treating, Vol 4, ASM Handbook, ASM International, 1991, p 880–898
- [134] Vitek, J.M., Warlimont, H. The mechanism of anneal hardening in dilute copper alloys. *Metall Trans A* 10, 1889–1892 (1979). <https://doi.org/10.1007/BF02811734>
- [135] Shoemaker, Lewis E., et al. "Fabricating nickel alloys to avoid stress relaxation cracking." *NACE CORROSION*. NACE, 2007
- [136] Hedley, J. A. "The mechanism of damping in manganese-copper alloys." *Metal Science Journal* 2.1 (1968): 129-137.
- [137] Mohanty, Saurav, et al. "The residual stress distribution of CO2 laser beam welded AISI 316 austenitic stainless steel and the effect of vibratory stress relief." *Materials Science and Engineering: A* 703 (2017): 227-235.
- [138] Popplewell, J. M., R. P. M. Procter, and J. A. Ford. "On the relation between stress-relief annealing, ordering and stress-corrosion cracking susceptibility in three copper alloys." *Corrosion Science* 12.3 (1972): 193-206.
- [139] Yang, Kuo, et al. "Recent development of advanced precipitation-strengthened Cu alloys with high strength and conductivity: A review." *Progress in Materials Science* (2023): 101141.
- [139] Callister, William D. *Fundamentals of materials science and engineering*. Vol. 471660817. London: Wiley, 2000.
- [140] Correia, J. B., H. A. Davies, and C. M. Sellars. "Strengthening in rapidly solidified age hardened Cu-Cr and Cu-Cr-Zr alloys." *Acta Materialia* 45.1 (1997): 177-190.

- [141] Sağlam, İbrahim. *Cu-Cr-Zr alaşımında yaşlandırma ısı işleminin, elektrik iletkenliği ve aşınma davranışları üzerine etkisinin incelenmesi*. MS thesis. Fen Bilimleri Enstitüsü, 2008.
- [142] Verhoeven, John D. "Fundamentals of physical metallurgy." (*No Title*) (1975).
- [143] Source Metals Engineering Institute Course 1, Lesson 12, American Society for Metals, p 4,10-12 (1977)
- [144] ISO 6508-2 2005 Metallic materials—Rockwell hardness test: part 2. Verification and calibration of testing machines (scales A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)
- [145] ASTM E1004 American Society for Testing and Materials Specification, Standard Test Methods for Determining Electrical Conductivity Using the Electromagnetic (Eddy-Current) Method
- [146] ASTM International (2013) ASTM E112-13 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size (ASTM International, West Conshohocken, PA).
- [147] ASTM E8/E8M-11. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials; ASTM International: West Conshohocken, PA, 2011.
- [148] Mohazzab, P. (2017). Archimedes' principle revisited. *Journal of Applied Mathematics and Physics*, 5(4), 836-843.
- [149] Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus, ASTM G99-05
- [150] M. Tabur, "Bor Karbür Kaplanmış AISI 8620 ve Hardox 400 Çeliklerinin Abrasiv Aşınma Davranışlarının İncelenmesi", Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, (2008).
- [151] Xie, Hui, Lei Jia, and Zhenlin Lu. "Microstructure and solidification behavior of Cu–Ni–Si alloys." *Materials Characterization* 60.2 (2009): 114-118.
- [152] Zixiang Yan, Qiang Yang, Fanzhi Meng, Rui Ma, Rirong Bao, Xiaojuan Liu, Jian Meng, Xin Qiu, "Interfacial precipitation in $\{101\bar{2}\}$ twin boundaries of a Mg-Gd-Zn-Zr alloy", *Journal of Materials Science & Technology*, Volume 93, 2021
- [153] Whitworth, R. W. "Charged dislocations in ionic crystals." *Advances in Physics* 24.2 (1975): 203-304.]. [Broudy, R. M. "The electrical properties of dislocations in semiconductors." *Advances in Physics* 12.46 (1963): 135-184.
- [154] Altuğ, Gözde Sultan. Çökelti sertleştirilmiş bakır alaşımlarının mekanik ve elektriksel özelliklerinin değerlendirilmesi. MS thesis. Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2014.

- [155] Chung, Deborah DL. Applied materials science: applications of engineering materials in structural, electronics, thermal, and other industries. CRC Press, 2001.
- [156] Suzuki, S., et al. "Improvement in strength and electrical conductivity of Cu–Ni–Si alloys by aging and cold rolling." *Journal of Alloys and Compounds* 417.1-2 (2006): 116-120.
- [157] Wang, Ming-Fei, et al. "Effect of La Addition on the Microstructure Evolution and Precipitate Behavior of Cu-Ni-Si Alloy." Available at SSRN 4344072.
- [158] Bokhonov, B., and M. Korchagin. "In-situ investigation of the formation of nickel silicides during interaction of single-crystalline and amorphous silicon with nickel." *Journal of alloys and compounds* 319.1-2 (2001): 187-195.
- [159] Sarma, V. Subramanya, et al. "Microstructure and mechanical properties of ultra fine grained Cu–Zn and Cu–Al alloys produced by cryorolling and annealing." *Materials Science and Engineering: A* 489.1-2 (2008): 253-258.
- [160] McQueen, H. J., and J. J. Jonas. "Recovery and recrystallization during high temperature deformation." *Treatise on Materials Science & Technology*. Vol. 6. Elsevier, 1975. 393-493.
- [161] Staroselsky, Alexander V. Crystal plasticity due to slip and twinning. Diss. Massachusetts Institute of Technology, 1998.
- [162] He, Wanjun, et al. "Evolution of $\Sigma 3n$ CSL boundaries in Ni-Cr-Mo alloy during aging treatment." *Materials Characterization* 134 (2017): 379-386.
- [163] Gertsman, V. Yu, K. Tangri, and R. Z. Valiev. "On the grain boundary statistics in metals and alloys susceptible to annealing twinning." *Acta metallurgica et materialia* 42.6 (1994): 1785-1804.
- [164] Rollett, Anthony D., Abhijit P. Brahme, and C. G. Roberts. "An overview of accomplishments and challenges in recrystallization and grain growth." *Materials Science Forum*. Vol. 558. Trans Tech Publications Ltd, 2007.
- [165] Wen, Kai, et al. "Over-aging influenced matrix precipitate characteristics improve fatigue crack propagation in a high Zn-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy." *Materials Science and Engineering: A* 716 (2018): 42-54.
- [166] Khan, Muhammad Abubaker, et al. "The effect of strain rates on the microstructure and the mechanical properties of an over-aged Al-Zn-Mg-Cu alloy." *Materials Characterization* 167 (2020): 110472.)
- [167] Shim, Jae Yeob, Sang Wook Park, and Hong Koo Baik. "Silicide formation in cobalt/amorphous silicon, amorphous CoSi and bias-induced CoSi films." *Thin Solid Films* 292.1-2 (1997): 31-39.

- [168] Detavernier, Christophe, et al. "Influence of mixing entropy on the nucleation of CoSi₂." *Physical Review B* 62.18 (2000): 12045.
- [169] Ma, Z. L., S. A. Belyakov, and C. M. Gourlay. "Effects of cobalt on the nucleation and grain refinement of Sn-3Ag-0.5 Cu solders." *Journal of Alloys and Compounds* 682 (2016): 326-337
- [170] Liu, Weijing, et al. "The effects of strain rate and strain on the deformation-induced grain refinement process and hardness evolution of a polycrystalline cobalt." *Journal of Alloys and Compounds* 944 (2023): 169193
- [171] Xie, Jianxin, et al. "Deformation twinning feature and its effects on significant enhancement of tensile ductility in columnar-grained Fe–6.5 wt.% Si alloy at intermediate temperatures." *Intermetallics* 23 (2012): 20-26.
- [172] Tao, Shiping, et al. "Effect of Ni/Si mass ratio on microstructure and properties of Cu–Ni–Si alloy." *Materials Research Express* 7.6 (2020): 066520.
- [173] Lei, Jia, et al. "Microstructure and selection of grain boundary phase of Cu-Ni-Si ternary alloys." *Rare Metal Materials and Engineering* 44.12 (2015): 3050-3054
- [174] Gas, Patrick, and F. R. A. N. Ç. O. I. S. D'HEURLE. "Diffusion in silicides: basic approach and practical applications." *Silicides: fundamentals and applications*. 2000. 34-51.
- [175] J. D. Embury ve K. J. Murata, "The Strengthening Effect of Cobalt Silicide Dispersoids in Copper Alloys" (1975)
- [176] Wang, Zheng, et al. "Effects of Co addition on the microstructure and properties of elastic Cu-Ni-Si-based alloys for electrical connectors." *Materials* 14.8 (2021): 1996
- [177] Zhang, Yi, et al. "Effect of Co/Si Mass Ratio and Added Content on the Microstructure and Properties of Cu-Co-Si Alloy." *Si Mass Ratio and Added Content on the Microstructure and Properties of Cu-Co-Si Alloy*
- [178] Bobbili, Ravindranadh, Vemuri Madhu, and Ashok Kumar Gogia. "Tensile behaviour of aluminium 7017 alloy at various temperatures and strain rates." *Journal of Materials Research and Technology* 5.2 (2016): 190-197.
- [179] González-Velázquez, Jorge Luis. *Fractography and failure analysis*. Vol. 24. Switzerland: Springer International Publishing, 2018.
- [180] Ono, Luis K., Shengzhong Liu, and Yabing Qi. "Reducing detrimental defects for high-performance metal halide perovskite solar cells." *Angewandte Chemie International Edition* 59.17 (2020): 6676-6698

- [181] Wang, Shi Dong, et al. "Effect of heat treatment on the corrosion resistance and mechanical properties of an as-forged Mg–Zn–Y–Zr alloy." *Corrosion Science* 92 (2015): 228-236.
- [182] Brillo, Jürgen, Egry, Ivan and Matsushita, Taishi. "Density and excess volumes of liquid copper, cobalt, iron and their binary and ternary alloys" *International Journal of Materials Research*, vol. 97, no. 11, 2006, pp. 1526-1532. <https://doi.org/10.3139/ijmr-2006-0238>
- [183] Longhin, Marco, et al. "Exploration of CoSi-based alloys promising for thermoelectricity." *Intermetallics* 88 (2017): 46-54.
- [184] Liu, Zheyu, et al. "A glimpse of superb tribological designs in nature." *Biotribology* 1 (2015): 11-23.
- [185] Hutchings, Ian M. "Ductile-brittle transitions and wear maps for the erosion and abrasion of brittle materials." *Journal of Physics D: Applied Physics* 25.1A (1992): A212.
- [186] Narayan, Roger J. "Adhesion properties of functionally gradient diamond composite films on medical and tool alloys." *Journal of adhesion science and technology* 18.12 (2004): 1339-1365.
- [187] Ebrahimian, Marzieh, et al. "Microstructure and mechanical properties of hot-pressed Ti–Co–Si compounds reinforced by intermetallic phases." *Materials Characterization* 171 (2021): 110816.
- [188] Osma, A., E. S. Kayali, and M. L. Öveçoglu. "The effect of elevated temperature and silicon addition on a cobalt-based wear resistant superalloy." *Journal of materials science* 31 (1996): 4603-4608.
- [189] Novakovic, R., et al. "Thermodynamic, surface and structural properties of liquid Co–Si alloys." *Journal of Molecular Liquids* 221 (2016): 346-353.
- [190] Frenk, A., and W. Kurz. "Microstructural effects on the sliding wear resistance of a cobalt-based alloy." *Wear* 174.1-2 (1994): 81-91.
- [191] Wojewoda-Budka, J., et al. "On Constituents of the Periodic Layered Microstructure Developed in the Solid-State Reaction Between Zinc and Co₂Si." *Metallurgical and Materials Transactions A* 51 (2020): 3497-3503.
- [192] GW, Stachowiak. "Batchelor AW. Engineering Tribology." (2005).
- [193] Williams, John Austin. *Engineering tribology*. Cambridge university press, 2005.
- [194] Bhushan, Bharat, and Pak Lim Ko. "Introduction to tribology." *Appl. Mech. Rev.* 56.1 (2003): B6-B7.

- [195] An, Xulong, et al. "A novel copper dominated hypereutectic high entropy alloy with high hardness and good wear resistance." *Materials Characterization* 200 (2023): 112865.
- [196] Zhang, Peilei, Xiaopeng Liu, and Hua Yan. "Phase composition, microstructure evolution and wear behavior of Ni-Mn-Si coatings on copper by laser cladding." *Surface and Coatings Technology* 332 (2017): 504-510.
- [197] Korashy, Ahmed, et al. "Fretting wear behavior of cobalt-Based superalloys at high temperature—A comparative study." *Tribology International* 145 (2020): 106155.
- [198] Rabinowicz, Ernest, and R. I. Tanner. "Friction and wear of materials." *Journal of Applied Mechanics* 33.2 (1966): 479.
- [199] Dreano, Alixe, et al. "The formation of a cobalt-based glaze layer at high temperature: a layered structure." *Wear* 440 (2019): 203101.
- [200] Bhushan, Bharat, ed. *Fundamentals of tribology and bridging the gap between the macro-and micro/nanoscales*. Vol. 10. Springer Science & Business Media, 2012.
- [201] Masuku, Zanele Hazel, et al. "Tribological and corrosion behavior of HVOF-sprayed WC-Co-based composite coatings in simulated mine water environments." *Tribology Transactions* 58.2 (2015): 337-348.
- [202] Korashy, Ahmed, et al. "Characterization of fretting wear of cobalt-based superalloys at high temperature for aero-engine combustor components." *Wear* 330 (2015): 327-337.
- [203] J. Chen et al. "Tribological Properties and Wear Mechanisms of Co-Cr Alloy Coatings" (2011)
- [204] Campbell, Flake C., ed. *Elements of metallurgy and engineering alloys*. ASM international, 2008.
- [205] Chattopadhyay, Ramnarayan. *Surface wear: analysis, treatment, and prevention*. ASM international, 2001.
- [206] Sarkar, Ananda Dulal. *Wear of Metals: International Series in Materials Science and Technology*. Vol. 18. Elsevier, 2013.
- [207] E, Rabinowicz, The formation of spherical wear particles, *Wear*, Volume 42, Issue 1, 1977, Pages 149-156, ISSN 0043-1648, [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(77\)90175-2](https://doi.org/10.1016/0043-1648(77)90175-2).
- [208] Stowers, I. F., and E. Rabinowicz. "Spherical particles formed in the fretting of silver." *Journal of Applied Physics* 43.5 (1972): 2485-2487.
- [209] Yuansheng, Jin, and Wang Chengbiao. "Spherical particles generated during the running-in period of a diesel engine." *Wear* 131.2 (1989): 315-328.

- [210] Osozawa, K., et al. "Effects of Alloying Elements on the Pitting Corrosion of Stainless Steels." *CORROSION ENGINEERING* 24.1 (1975): 1-7.
- [211] Maruska, H. Paul, and Amal K. Ghosh. "Photocatalytic decomposition of water at semiconductor electrodes." *Solar Energy* 20.6 (1978): 443-458.
- [212] Lide, David R., ed. *CRC handbook of chemistry and physics*. Vol. 85. CRC press, 2004.
- [213] Liu, Li, Ying Li, and Fuhui Wang. "Influence of grain size on the corrosion behavior of a Ni-based superalloy nanocrystalline coating in NaCl acidic solution." *Electrochimica Acta* 53.5 (2008): 2453-2462.

ÖZGEÇMİŞ

Volkan KARAKURT, Şehit İlhan Küçüksolak Anadolu Lisesi'nden mezun oldu. Karabük Üniversitesi Mühendislik Fakültesi'nde Metalurji ve Malzeme Mühendisliği öğrenimine 2018 yılında başlayıp 2022 yılında 3,41 ortalama ile bölüm birincisi olarak mezun oldu. Aynı yıl içinde Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü'nde Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans eğitimine başladı. Kariyerine Ar-Ge mühendisi olarak devam etmektedir.